

Etude expérimentale
sur
l'usinabilité et les contraintes résiduelles
des laitons de décolletage

THÈSE

présentée à la Faculté des sciences de l'Université de Neuchâtel
pour obtenir le grade de Docteur ès Sciences

par

Jürg R. H. SEIDEL

Ingénieur-chimiste diplômé de l'E.P.F., Zurich

Étude expérimentale
sur
l'usinabilité et les contraintes résiduelles
des laitons de décolletage

UNIVERSITÉ DE NEUCHÂTEL
FACULTÉ DES SCIENCES

La Faculté des sciences de l'Université de Neuchâtel, sur le rapport de Messieurs les professeurs W. FORM, P. HUGUENIN et S. STEINEMANN autorise l'impression de la présente thèse sans exprimer d'opinion sur les propositions qui y sont contenues.

Neuchâtel, le 13 juillet 1965

Le doyen

Ch. TERRIER

SOMMAIRE

I	INTRODUCTION ET EXPOSITION DES PROBLÈMES	1	7.	Corrélations entre les caractéristiques mécaniques et l'usinabilité	31
II	ÉTUDE SUR L'USINAGE	4	1.	Dureté Brinell ou Vickers — Résistance à la traction	32
1.	Bibliographie	4	2.	Rapport entre la limite élastique con- ventionnelle σ_{02} et la résistance à la traction σ_B	32
2.	Critères d'usinabilité pour matériaux de décolletage	5	3.	Travail spécifique de déformation et quotient σ_B/δ_{10}	33
3.	Méthodes de mesure de la recher- che sur l'usinage	6	8.	Quelques considérations sur l'utili- sation pratique des critères proposés	34
1.	Essais préliminaires et expériences sur la tenue de coupe	6	III	ÉTUDES SUR LES CONTRAINTES RÉSIDUELLES	35
2.	Vibrations dans les machines — Me- sure et moyens de les réduire	7	1.	Considérations préliminaires et bi- bliographie	35
3.	Transformation d'un tour automati- que en un instrument de mesure	8	2.	Détermination de la répartition des tensions internes	36
4.	Mesure des forces de coupe	8	1.	Calcul des tensions internes à partir de moments libérés	36
5.	La qualité de surface — Mesure et paramètres qui l'influencent	10	2.	Dispositif de mesure	37
4.	Etudes générales sur l'usinage du laiton	12	3.	Influence des conditions de fabrica- tion sur la répartition des tensions internes	38
1.	Formation du copeau discontinu lors du tournage	12	3.	Origine et réduction des tensions in- ternes	40
2.	Forme et géométrie du copeau	16	4.	Traitements thermiques de revenu réduisant les tensions internes	41
3.	Influence des conditions de coupe	16	1.	Données théoriques	41
4.	Variations de l'effort de coupe et fréquence de formation du copeau	19	2.	Détermination simple du degré de revenu	43
5.	Etudes sur l'usinage des matériaux de décolletage	21	3.	Revenu à température ambiante d'un laiton 58 écroui	43
1.	Essais sur le tour automatique	21	5.	Traitements thermiques de revenu et caractéristiques mécaniques des laitons	45
1.1.	Laiton pour bariillet servant de ma- térial de comparaison	21	1.	Revenu ménagé et dureté	45
2.	Influence du degré d'écrouissage et des traitements thermiques	21	2.	Effet du revenu ménagé sur l'allon- gement de rupture	45
3.	Influence de la composition chimique	23	3.	Corrélations entre les caractéristi- ques mécaniques et la stabilité de forme de pièces usinées	45
4.	Influence des impuretés	25	IV	REMARQUES FINALES	46
5.	Influence du procédé de coulée	26	V	BIBLIOGRAPHIE	47
2.	Variations de l'effort de coupe et fréquence de formation de copeaux des matériaux examinés	28	VI	CURRICULUM VITAE	48
6.	Test rapide de tenue de coupe sur le touret de Bonnelance	29			

Symboles principaux utilisés

a	mm ₂	profondeur de coupe
A ₀	mm	section initiale d'une éprouvette de traction
B ₀	mm	largeur d'une marque d'usure à la face de dépouille
b	mm	largeur moyenne d'un segment du copeau
d ₀	mm	diamètre initial d'une éprouvette cylindrique de traction
F ^o	kp	force
FN	-	note de forme des copeaux
F _N	kp	force normale au plan de cisaillement du copeau
F _S	kp	force de cisaillement du copeau
F _x	kp	force de coupe d'avance
F _y	kp	force de recul
F _z	kp	force de coupe principale
f ^o	Hz, kHz	fréquence propre de vibration en flexion du burin
f ^{Sp}	Hz; kHz	fréquence de formation de copeaux
HB; HV	kp/mm ²	dureté Brinell, Vickers
h ₁ ; s	mm; mm/t.	avance de coupe par tour
h ₂	mm	épaisseur du copeau
KG	µm	grandeur des grains
KV	%	degré d'écrouissage
l ₀	mm	longueur initiale d'une éprouvette de traction, (ici l ₀ = 10 d ₀)
M ^o	mmkp	moment
p _x	kp/mm ²	pression d'avance de coupe
p _z	kp/mm ²	pression principale de coupe
R _{al} , R _{eq}	µm	rugosité moyenne arithmétique longitudinale, transversale
r	mm	rayon de pointe de l'outil
R	-	volume d'encombrement des copeaux/volume de matière des copeaux
t _{0,05}	-	valeur limite statistique
v	m/min	vitesse de coupe
V	-	facteur de transmissibilité
VA	mmkp/mm ³	travail de déformation spécifique
(o)WB	-	(sans) traitement thermique
α	o	angle de dépouille latérale ou frontale
β	o	angle du taillant
γ	o	angle de coupe
δ	o	position du plan de cisaillement par rapport à l'axe des avances
δ ₁₀	%	allongement à la rupture
ε	o	angle de pointe entre les arêtes de coupe principale et secondaire
κ	o	angle d'attaque
λ	-	coefficient de refoulement du copeau
σ	kp/mm ²	tension
σ _{0,2}	kp/mm ²	limite élastique conventionnelle
σ _B	kp/mm ²	résistance à la traction
(σ _B - 0,5%)	kp/mm ²	tension "conventionnelle" déterminée par un allongement de 0,5% à compter de celui correspondant à σ _B .
σ _B /δ ₁₀	-	quotient de qualité d'usinabilité
τ	o	angle de frottement
σ _{0,2} /σ _B	-	rapport entre la limite élastique conventionnelle et la résistance à la traction
φ	o	angle de cisaillement
ψ	%	striction à la rupture

Errata

Lors de la traduction en français du texte original en allemand, il s'est glissé les quelques imprécisions corrigées par les parties soulignées ci-dessous.

- p. 7, col. 1, milieu Les principales forces d'excitation sont dues à :
....., au manque de précision...
- p. 7, 3.2., 4^e al. dépend de l'inverse de la constante d'élasticité ($\mu\text{m}/\text{kp}$)
- p. 7, col. 2, 2^e al. le domaine de fréquences fut étudié de 20 à 200 Hz en correspondance avec les éléments de machine (1'200-12'000 t/min) représentant....
- p. 8, Fig. 2 ... , perpendiculairement à l'axe
- p. 9, col. 1, milieu une force négative ($\sim 1 \text{ kp}$) tendant à engager l'outil dans la pièce a même été observée
- p. 13, col. 2, milieu l'augmentation périodique du coefficient...
- p. 14, col. 1, 1^{er} al. ... différentes valeurs de glissement.
- p. 14, col. 1, 2^e al. Un angle δ variable périodiquement, défini par la position variable du plan de cisaillement par rapport à l'axe des avances (conditionné...)
- p. 16, 4.2. ... quotient R, le volume d'encombrement du copeau est comparé au volume du matériau.
- p. 16, col. 2, 3^e ligne ... donne le coefficient de refoulement...
- p. 20, col. 1, 6^e ligne du laiton Ms 58...
- p. 20, col. 2, bas ... et à assurer un serrage très rigide [40].
- p. 21, col. 1, bas ... les coins représentent une forme.... et vu l'échauffement local et la pression existante , on pouvait..
- p. 21, 5.1.2., 2^e al. ... de filage sur la presse de Roll
- p. 25, col. 2, 12^e ligne ... le degré de sécurité...
- p. 27, col. 2, 2^e al. Les valeurs des forces de cisaillement...
- p. 31, Tableau 7/I partout : distorsion
- p. 32, 7.2., 2^e ligne le rapport $\sigma_{0,2} / \sigma_B$ ne suffit...
- p. 33, col. 1, milieu ... au-dessous du diagramme tension-allongement...
- p. 33, col. 2, 6^e ligne Le diamètre initial d des éprouvettes ayant été choisi selon la norme DIN 50125 ...
- p. 34, col. 1, 5^e ligne valeur conventionnelle ($\sigma_B - 0,5\%$)
- p. 36, 2.1. en direction de z .
- p. 41, col. 1, 3^e al. triangles = tringles
- p. 43, col. 1, bas la méthode du momentmètre donne 90 - 99 %.

ÉTUDE EXPÉRIMENTALE SUR L'USINABILITÉ ET LES CONTRAINTES RÉSIDUELLES DES LAITONS DE DÉCOLLETAGE

par Jürg R. H. Seidel, ing.-chlm. dipl. EPF, Institut d'Études Métallurgiques Appliquées S.A., Neuchâtel (Suisse)

1.

INTRODUCTION ET EXPOSITION DES PROBLÈMES

Le laiton de décolletage Ms 58 est un alliage de cuivre et de zinc à deux phases, contenant du plomb finement dispersé agissant comme brise-copeaux. Bien connu pour son excellente usinabilité, il a été fabriqué pendant des décennies selon des bases empiriques, la matière première n'ayant été que rarement l'objet d'une recherche approfondie. Avec les exigences accrues de la production d'aujourd'hui, on constate une augmentation des cas de mauvaise usinabilité et ce phénomène ne peut être expliqué par les méthodes de contrôle usuelles. Un autre problème se pose à l'industrie horlogère et à celle de la mécanique de précision qui sont deux importants utilisateurs de laiton de décolletage : c'est celui de la stabilité de forme des pièces en micromécanique, stabilité menacée par les tensions internes.

Il existe pourtant des études générales, mais incomplètes, sur l'usinage de finition ainsi que sur les tensions internes, mais ces résultats sont souvent de nature purement empirique et, à bien des égards, contradictoires. Relativement au finissage dans la microtechnique, les deux problèmes d'usinage et de contraintes résiduelles n'ont jamais encore été étudiés en parallèle.

Ni le métallurgiste seul ni le technicien-usineur ne possèdent les données théoriques suffisantes pour prévoir le comportement de la matière à l'usinage ou pour trouver les conditions optima d'usinabilité par enlèvement de copeaux. Leurs points de vue étant parfois totalement différents, c'est comme s'ils ne parlaient pas le même langage. Les recherches scientifiques concernant l'usinage des matériaux de décolletage sont rares. Comme il ressort d'un rapport d'analyse de l'American Society of Tool Engineers datant de 1958 [1], on prête souvent trop peu d'attention aux outils et aux machines ; on ne considère souvent, à tort, comme répondant aux exigences de la précision. Dans la pratique, on ne s'aperçoit même pas de l'imperfection des machines ; aussi les essais de laboratoire touchant de près la pratique paraissent-ils impossibles sur ces machines, si l'on ne recherche pas l'origine des vastes dispersions.

De plus, lors des recherches expérimentales, il ne faut pas se contenter d'un dépouillement statistique et d'observations passives. Chaque fois que cela est possible, les recherches doivent fournir des faits scientifiques permettant d'interpréter les observations et de prédire les faits encore inconnus.

Les objectifs principaux de la tendance classique de la recherche d'usinage sont de trouver un lien entre les durées de coupe et les phénomènes à l'arête de coupe, ainsi que des corrélations entre les forces ou les résistances de coupe et certaines valeurs technologiques, relations qui permettent de faire des prévisions sur l'usinabilité ou même sur les durées de coupe. La détermination de l'usinabilité lors du finissage de l'autre côté se fait de façon méthodiquement différente. Ce n'est plus sur l'arête de coupe que les critères décrivant la facilité d'usinage du matériau et l'érouement du tranchant sont recherchés, mais sur la pièce, relativement à la tenue des cotes et à la qualité de surface réalisable.

Sur le tour automatique, la forme du copeau est l'objet d'un examen particulier ; celui-ci se présente comme un copeau de cisaillement discontinu, dans des conditions favorables de coupe et de composition de la matière. Les paramètres se rapportant aux machines et aux installations qui, lors du finissage, peuvent influencer l'exactitude de la forme géométrique et la qualité de surface, doivent être efficacement éliminés ou délimités.

Les tensions internes exercent leur influence sur la stabilité de forme des pièces de précision ; elles sont ainsi un autre aspect inséparable de la microtechnique. Il est nécessaire que le praticien dispose d'un procédé pour détendre les matériaux qu'il emploie, que ce soit par voie mécanique ou par voie thermique. Les traitements thermiques à température modérée ont été peu étudiés dans ce sens et ont rarement été interprétés théoriquement. Ces études ont pour but de délimiter les domaines de travail et de décrire de façon plus théorique les phénomènes de la matière influencés par ces traitements thermiques.

Tableau 2/1

Méthodes de mesure d'usinage des laitons de décolletage

Auteur	Matériau	Analyse chimique
Ellis [2]	Laiton pour frappe à chaud ϕ 12 mm	55—65 % Cu ~ 1 % Pb
Heathcote [3]	Laiton pour frappe à chaud ϕ 12 mm	56—63 % Cu 0—2,4 % Pb
Guttman [4]	Laiton Ms 58 dur ϕ 22 mm	57,5—58,5 % Cu 2 — 2,8 % Pb
Herweijer, Wallich [9]	Laitons, Bronzes Laitons spéciaux ϕ 10 mm	Ms 58 0—0,25 % Sn
Sallitt [12]	Alliages du Cu	à une ou deux phases avec Pb
Cook, Davies [13]	« free-cutting brass » (anglais, américain)	57—63 % Cu 0— 3 % Pb
Ciragan [14]	Laiton de décolletage tringles étirées (?) ϕ 7,5 à 35 mm	Ms 58
Lauterbach, v. Doderer, Ruoff [15]	Laiton de décolletage ϕ 8-18 mm	Ms 58
Santini [16]	Laiton de décolletage ϕ 8 mm	Ms 58—61

Méthode de mesure	Critère	Résultats
Perçage à force d'avance constante	Temps d'usinage = f (compos. chim.) Energie $I \times V = f$ (compos. chim.)	Influence de la teneur en Cu et de la dureté Brinell sur l'usinabilité au perçage n'a pas pu être confirmée
« Essais de résilience » à la main Essais pratiques	Nombre de coups par entaille Usure, tenue de coupe, formation de copeaux	— haute teneur en Pb = bonne « usinabilité » — pas d'influence due à $\sigma_{\theta,2}$, σ_B et δ_{10} — impuretés : Fe, Sn, Al, Mn, favorables en petites quantités, défavorables en grandes quantités
Chariotage avec outil en acier rapide à sec Essais de perçage selon Lorenz et Keep [5] Essais de sciage	Emoussement Critère d'usure non atteint Nombre de passes par section	irrégulier et insuffisant résultats longueur/temps parallèles aux forces de coupe d'avance Confirmation des essais de tournage et de perçage
Chariotage avec outil en acier rapide	v_{60} (vitesse de coupe corresp. à une tenue de coupe de 60 min.) Force de coupe princ. selon Wallichs-Opitz [10] Mesure de rugosité optique-mécanique	différences trop petites peu de différence à l'intérieur des groupes de matériaux pour la première fois, utilisée comme critère d'émoussement pour l'état de l'arête et pour le choix des cond. de coupe
	Influence du plomb sur la formation des copeaux et la diminution de la résistance à la coupe	0,6 % Pb : diminution de 46 % 3,5 % Pb : diminution de 60 % (seulement 14 % de plus)
Usinabilité au sciage Usinabilité au perçage	Avance par force constante	améliorée avec augment. de Cu et Pb diminuée avec augment. de Cu (longs copeaux)
Chariotage de finition à sec acier rapide et métal dur	Rugosité transversale comme critère d'émoussement des outils de tournage	diminue avec l'augmentation de la dureté petit en cas de faible refoulement du copeau
Essais d'usure au tronçonnage selon Schallbroeh, à sec	Largeur de la marque d'usure B évtl. longueur de stries à la face de dépouille de l'outil de tronçonnage	B = 0,1 mm à 200 pièces = 100 % (résultats, voir texte)
Chariotage sur tour automatique TORNOS R 10	Forme du copeau Critère d'émoussement : hauteur de la collerette	en fonction de la vitesse de coupe v (50—200 m/min) en fonction de l'avance s (0,02 à 0,25 mm/t.) en fonction de l'angle de coupe (— 15 ÷ 0°) en fonction du centrage de l'outil

II.

ÉTUDE SUR L'USINAGE

1. BIBLIOGRAPHIE

Les travaux de recherche sur l'usinage des alliages du cuivre sont peu nombreux et tirent souvent parti des méthodes développées pour les aciers. Le tableau 2/I est une revue des méthodes de contrôle et des résultats. Les plus importants sont commentés en détail ci-après :

Au moyen d'un dynamomètre hydraulique de force de coupe [6], **Guttman** [4] a pour la première fois trouvé des résultats très différents pour la force de coupe d'avance F_x lors du chariotage avec un outil latéral. S'agissant de barres étirées par rapport à des barres pressées, ces différences ont atteint 28 %, pour des teneurs en plomb allant de 0,4 à 0,8 %. Les données sur l'érouissage, la dureté et la résistance font défaut.

La force de coupe principale a été mesurée avec un capteur du type microphone, à contacts au charbon. Les différences trouvées ont été insignifiantes. Il fut cependant possible de prouver que la relation entre la pression de coupe et la section du copeau, relation avancée par **Hippler** [7] d'après l'équation de **Klopstock** [8] pour des copeaux de dégrossissage, est également valable s'il s'agit de copeaux plus fins lors du finissage.

Herweijer [9] a déterminé la force de coupe principale à l'aide d'un dynamomètre selon **Wallich-Opitz** [10]. A cette époque, c'est par erreur que dans beaucoup d'études cette seule composante de la force de coupe était utilisée pour définir le comportement à l'usinage [11].

Les essais minutieux de perçage de **Cook** et **Davies** [13] avaient spécialement pour but d'obtenir des connaissances générales sur la facilité d'usinage des matériaux testés. La profondeur de pénétration diminue si la teneur en cuivre augmente. Ce phénomène est probablement dû à la formation de longs copeaux qui, dans le trou relativement petit (\varnothing 3 mm), créent des forces de frottement plus élevées et parfois même, se coincent dans ce dernier. Comme on peut s'y attendre, le plomb améliore fortement l'usinabilité. Par contre, des impuretés en quantités relativement grandes n'ont eu qu'une influence faible ; ce n'est, par exemple, qu'au-delà de 1 % de fer ou de nickel que la profondeur de pénétration a diminué, le taux de 1 % d'étain n'a eu aucune influence et 1 % d'aluminium a même amélioré les résultats. Ces teneurs en impuretés relativement élevées ont probablement agi comme brise-copeaux plutôt que comme agent abrasif.

Dans ce test de perçage, la dureté Vickers a révélé une différence de comportement. Normalement, l'usinabilité au perçage est inversement proportionnelle à l'érouissage — et donc aussi à la dureté — alors qu'elle est directement proportionnelle à l'usinabilité au sciage. Des laitons à deux phases se sont pourtant comportés de manière inverse après trempe et revenu : l'usinabilité au per-

çage augmentait avec la teneur en phase β et proportionnellement à la dureté !

Ciragan [14] traite du finissage et commente en détail les méthodes possibles de contrôles rapides. Mais ses matériaux étaient plutôt mal définis dans leurs propriétés et ils n'étaient pas homogènes, en ce sens que, par exemple, des barres furent considérées comme identiques alors qu'elles provenaient une fois du début du filage avec une structure de fonte (HB : 115) et une autre fois de la fin du filage avec une structure d'érouissage (HB : 95). La structure de fonte du début du filage a conduit dans de nombreux cas à la formation d'arêtes rapportées (laitonnage) et l'inversion de la dureté fortuite fut interprétée à tort comme une conséquence de la grosseur du grain, de la dureté Brinell et de l'usinabilité. D'autre part, ces laitons contenaient presque 1 % d'impuretés (Fe, Sn, Al, Ni), ce qui a dû influencer sur le finissage avec des outils en acier rapide.

L'emploi de la variation de la qualité de surface comme critère d'érouissage était déjà un progrès net ; la qualification numérique, rapide et objective de l'état du tranchant était devenue possible.

Les recherches de **Ruoff** et autres [15] avaient des buts plus près de la pratique : des barres de 8 à 18 mm de diamètre furent examinées en fonction du critère de la largeur de la marque d'usure à la face de dépouille, à tous les états imaginables du matériau : coulée continue, en moule et en coquille, phosphore, manganèse et lithium comme agents désoxydants, vitesse et température de filage, composition des charges, teneur en copeaux, refroidissement à l'air et à l'eau lors du filage, décapage, surfaçage et tournage des barres, etc. (environ 250 variantes). Dans des conditions de fabrications si différentes, la possibilité de reproduire l'usinabilité n'a été satisfaisante qu'à 40 % environ. Parfois, des stries se superposaient à la marque d'usure ; d'autre part, cette dernière n'était pas sensible aux grandes variations de la teneur en cuivre ou en plomb, ni à la résistance ou à l'allongement de rupture. Une partie des variations, dont il ne faut pas tenir compte, est probablement due à des irrégularités de l'état initial du tranchant et aux différences entre le début et la fin du produit filé.

A part **Ciragan**, aucun auteur n'a prêté une attention particulière aux outils et aux machines utilisées. Le comportement de l'appareillage de mesure était ordinairement considéré comme idéal, c'est-à-dire qu'il ne donnerait lieu à peu de dispersions. **Santini** [16] estime que le matériau étudié est homogène à l'intérieur d'un lot et montre l'influence des burins et des conditions de coupe. Avec une avance moyenne ou faible, des laitons de bonne usinabilité — comme le Ms 58, par exemple — peuvent produire de longs copeaux en colimaçon. A une hauteur différente de l'outil ou à un autre angle de coupe du burin, il est possible d'obtenir de nouveau des copeaux courts dans cette même zone critique. Ces résultats ont été rassemblés dans des tables comparatives de formation de copeaux : d'autres paramètres d'usina-

bilité, comme la qualité de surface, les forces de coupe et la géométrie du copeau, n'ont pas été mesurés.

2. CRITÈRES D'USINABILITÉ POUR MATÉRIAUX DE DÉCOLLETAGE

En mécanique de précision, nombreux sont les tests courants d'usinabilité (voir les ouvrages de **Kronenberg**, **Schallbroch-Bethmann** et **Brüdner** [8, 17, 18]) qui sont inacceptables en raison de leur manque de sûreté. La revue bibliographique précédente expose d'autres méthodes de contrôle, souvent employées, qui ne sont ni assez spécifiques, sensibles ou sûres pour être appliquées à de nouveaux travaux sur le finissage du laiton. Cette restriction se rapporte en particulier à la température de coupe, à toutes les formes d'usure et aux essais d'usinabilité au perçage.

Contrairement à celles de l'acier (lors de l'usinage de cette matière, la tenue de coupe peut dépendre de la **température de coupe** parce que le matériau du tranchant s'émousse), les températures de coupe du laiton sont relativement basses selon **Schallbroch**, **Schaumann** et **Wallich** [19]. Pour une section de copeau de $1 \times 0,21 \text{ mm}^2$ et une vitesse de coupe de 100 m/min, la pointe de l'outil est portée à 210°C ; pour de plus grandes sections, cette température s'élève jusqu'à 300°C (méthode thermoélectrique à un outil). Les températures d'usinage des laiton sont trop basses pour que l'usure « thermique » apparaisse; par contre, il faut tenir compte de l'usure lente par abrasion, qui n'est influencée qu'indirectement par la température.

L'examen des essais de **Ruoff** a déjà mis l'accent sur les difficultés de mesure et d'interprétation des **marques d'usure** à la face de dépouille. De mêmes expériences préliminaires, avec un outil en acier rapide montraient en général l'absence de marques d'usure, ce fait étant dû aussi à l'effet refroidissant des lubrifiants souvent utilisés sur les tours automatiques. L'emploi de plus en plus généralisé de métaux durs, résistant encore mieux à l'abrasion, a pratiquement fait disparaître l'usure à la face de dépouille.

Ciragan [14], en particulier, montre que le critère de rugosité du finissage exclut l'usure visible sur le tranchant; la qualité de surface réagit déjà à des modifications même invisibles au microscope. C'est pour la même raison que la **tenue de cotes** des pièces usinées ne peut pas être considérée comme critère de tenue de l'outil. La dilatation thermique d'éléments de la machine est un facteur extérieur qui fait croire à des défauts dimensionnels sans que l'usure en soit la cause.

Les **essais d'usinabilité au perçage** sont une méthode de contrôle simple et souvent utilisée qui consiste soit à travailler avec une force d'avance constante, soit à mesurer le moment lors d'une avance constante. Les difficultés qui en résultent sont souvent méconnues: respect des angles et d'un tranchant régulier aux arêtes de coupe, frotte-

ments dans le trou et résistance augmentée par de longs copeaux restés coincés. C'est peut être la raison pour laquelle **Crampton** [20] trouve un parallélisme entre l'usinabilité au perçage, au fraisage et au sciage, bien que la plupart des ouvrages comparant ces méthodes d'usinage mentionnent des caractéristiques propres à chacune.

D'après **Bickel** [21], la qualité de surface réalisable est le premier critère de finissage d'un matériau; ensuite viendraient, selon le mode d'usinage: la tenue de l'outil, la forme des copeaux et le débit de coupe (volume usiné par unité de temps). Le respect des cotes, autre exigence du finissage, ne dépend pas en premier lieu du matériau, mais de la rigidité statique et dynamique de la machine, de l'outil et enfin de la pièce.

La **qualité de surface** de la pièce usinée dépend à la fois des influences de la machine, de l'outil et du matériau. D'après le sillon de coupe on distingue une rugosité longitudinale et une rugosité transversale (**figure 1**); la première est due surtout à la formation du copeau et au porte-à-faux de l'outil, la seconde à l'avance, au rayon de la pointe et à l'arête secondaire de l'outil.

Une récapitulation des termes et des définitions se trouve dans la feuille des normes VSM 58300/1 et dans un article récapitulatif de **Künzli** [22]. Le fini de surface est d'autant meilleur que la distance entre le fond et la pointe des aspérités (R_{max}) est petite ou, selon une autre définition, que les écarts entre ces pointes par rapport à une ligne médiane sont petits. Cet important critère du finissage peut être déterminé exactement et rapidement avec des appareils que l'on trouve sur le marché.

La **forme du copeau** est un autre critère typique de l'usinage sur machines automatiques; il est facile à déterminer. Il faut que le matériau produise un copeau court et « nerveux », de volume minimum et pouvant être entraîné par l'huile de coupe. Il faut éviter des copeaux trop fins et pulvérulents, car ils bouchent le filtre et la pompe et risquent d'être ramenés à l'emplacement de la coupe comme agents abrasifs. De longs copeaux hélicoïdaux et enchevêtrés, d'autre part, rendent difficile ou impossible la production en masse, car ils ne sont plus entraînés correctement et mettent alors en danger l'outil et la pièce. On essaie de les raccourcir par des brise-copeaux sur l'outil ou par ce qu'on appelle des additifs d'usinage alliés au matériau (Ph, S, Se, Te, Bi).

La **tenue de l'outil**, ou temps utile entre deux affûtages, a perdu de l'importance avec l'amélioration des outils de coupe pour l'usinage du laiton. Sa détermination objective devrait se faire par la mesure du fini de surface obtenu sur la pièce, c'est-à-dire par le critère d'émoussement de **Ciragan** [14], mais dans la pratique, on se contente souvent d'observer l'aspect du tournage ou la croissance d'une bavure. Avec des outils en acier rapide, la durée de coupe atteint environ huit heures; pour le métal dur environ 50 heures. Ces durées de coupe peuvent être diminuées si l'on usine des matériaux qui ont tendance à former des arêtes rapportées ou qui contiennent des agents abrasifs.

A part ces critères d'atelier, une recherche plus fondamentale sur le finissage vise d'autres aspects, plus scientifiques.

La mesure des efforts de coupe et de leurs variations poursuit deux buts : d'abord la comparaison avec les propriétés mécaniques des matériaux et des relations plus lointaines avec la tenue de

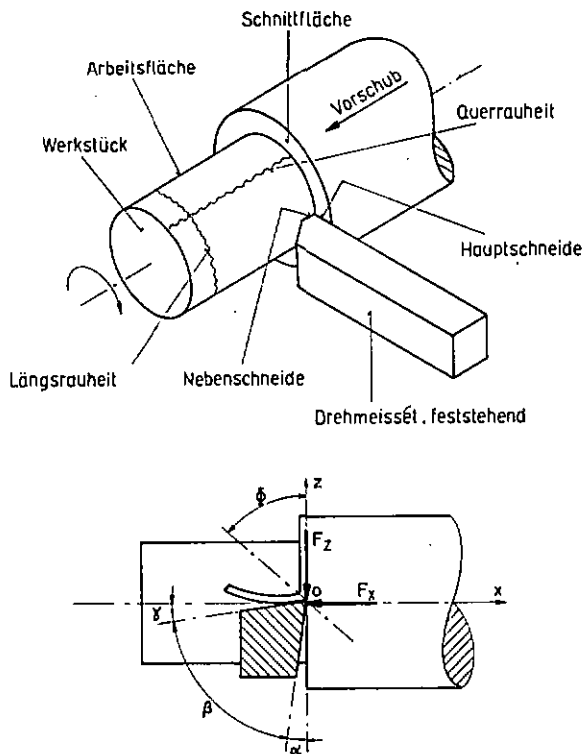


Fig. 1. Notions de la coupe quasi orthogonale (chariotage avec un outil latéral) : α = angle de dépouille latérale ($= 8^\circ$), β = angle du taillant ($= 82^\circ$), γ = angle de coupe ($= 0^\circ$), Φ = angle de cisaillement, F_z = force de coupe principale, F_x = force de coupe d'avance.

Hauptschneide = arête principale de coupe ; Nebenschneide = arête secondaire de coupe ; Drehmeißel, feststehend = outil de tournage, fixe ; Werkstück = pièce ; Vorschub = avance ; Schnittfläche = face de coupe ; Arbeitsfläche = face de travail ; Längsrauheit = rugosité longitudinale ; Querrauheit = rugosité transversale.

coupe ; ensuite en tenant compte des relations géométriques de l'écoulement du copeau, l'explication du mécanisme de formation du copeau discontinu et de son influence sur la qualité de surface.

Les contrôles de la géométrie du copeau révèlent des données sur l'influence de la composition de la matière, du fonctionnement des additions spécifiques et des conditions générales de coupe. Parallèlement les théories classiques sur la formation des copeaux pour le dégrossissage et sur le copeau continu peuvent être examinées pour expliquer le comportement particulier du laiton.

3. MÉTHODES DE MESURE DE LA RECHERCHE SUR L'USINAGE

L'emploi d'une machine existant sur le marché s'imposait pour ces études, car il s'agissait aussi de reconnaître les difficultés rencontrées en pra-

tique. Un contrôle sévère des paramètres possibles doit fournir l'explication de ces difficultés.

Un tour automatique a été choisi comme machine d'essai. Des cylindres en laiton de diamètre de 6 mm et de 30 mm de longueur ont été décolletés en séries par la coupe orthogonale. Ce genre de tour dispose de cinq outils, commandés par des cames ; les deux outils les plus rigides, montés sur la bascule, servent à charioter et à tronçonner l'éprouvette standardisée. Cette forme de pièce permet une mesure facile de la qualité de surface, des forces de coupe, ou même de la tenue de coupe, ainsi que la classification des copeaux. Des tringles étirées de 10 mm de diamètre et de 1,5 à 3 m de longueur ont été employées, car elles correspondent à un diamètre courant utilisé en décolletage et en horlogerie.

3.1 Essais préliminaires et expériences sur la tenue de coupe

Sur un tour automatique de décolletage TORNOS R 10 de série, la largeur de la marque d'usure à la face de dépouille de l'outil de chariotage en acier rapide à 10 % de Cobalt (Styria Panther Ultra), l'augmentation du diamètre et la variation de la qualité de surface de la pièce cylindrique, d'après Ciragan, furent étudiées sur des laitons de composition et de dureté différentes. Le refroidissement se fit à l'huile de spermacéti et le domaine des conditions de coupe fut élargi vers le haut et vers le bas. La figure 1 montre un outil latéral employé pour le chariotage, avec arête de coupe secondaire, ainsi que quelques données sur la coupe quasi orthogonale. Le contrôle, toutes les 50 pièces, de la rugosité transversale à l'aide du modèle N° 3 TALYSURF, était simple, mais des dispersions très fortes et une mauvaise reproductibilité des résultats furent constatées.

Dans les conditions suivantes : avance $s = 0,08$ mm/t., profondeur de coupe $a = 2$ mm et vitesse de coupe $v = 228$ m/min, les mesures de la rugosité transversale initiale ont donné, au bout de dix minutes de coupe, une valeur de la rugosité moyenne arithmétique R_a variant entre 0,1 et 0,4 μm .

Les moindres défauts dans la géométrie de l'outil — par exemple, l'absence de pointe parfaite entre l'arête de coupe principale et celle secondaire — dûs à la qualité de l'affûtage, la position de l'outil, le porte-à-faux ou la section du burin, voire son mode de fixation (2 ou 3 vis) donnèrent lieu à des écarts entre la valeur réelle et la valeur idéale, rarement atteinte, de 0,1 μm .

D'autres influences que celles du matériau dégradèrent également la qualité de surface. Il fut par exemple observé que la présence de minuscules bulles dans l'huile de coupe, due à un filtre bouché ou à un niveau d'huile trop bas, raccourcissait énormément la durée de coupe sans que le phénomène ait pu être expliqué.

Les vibrations de la machine ou de barres mal redressées — des amplitudes de déplacement absolu de 300 μm au porte-outil ont été mesurées —

sont d'autres causes possibles de dispersion. Ces difficultés, rencontrées aussi dans la pratique, furent écartées pas à pas, ou du moins soumises à un contrôle permanent.

3.2 Vibrations dans les machines — Mesure et moyens de les réduire

Les praticiens connaissent souvent mal l'origine et l'intensité de vibrations des machines, ils ne se rendent non plus compte de l'influence des vibrations sur le taux de rugosité qu'elles créent, sur l'usure des outils, etc. Les nombres de tours critiques des machines ou le phénomène du brouillage sont des faits bien connus; cependant, par défaut de connaissance du spectre des vibrations, on les évite la plupart du temps en choisissant des vitesses de rotation plus faibles, réduisant ainsi la production.

Les vibrations d'un tour sont essentiellement des **vibrations forcées**, entretenues et amorties. D'après Tobias [23] la structure mécanique de la machine réagit de façon fort complexe à des forces alternantes.

Les principales forces d'excitation sont :

- des masses rotatives mal équilibrées statiquement et dynamiquement,
- un parallélisme insuffisant des arbres menants et menés (entraînement par courroie trapézoïdale),
- des défauts de denture, le manque de précision des paliers,
- la formation du copeau discontinu ou bien d'autres causes de variations de l'effort de coupe.

Certaines de ces forces d'excitation périodiques peuvent être mesurées sur les éléments de machines sous forme de pointes d'amplitudes résultantes, à des fréquences qui correspondent aux nombres de tours connus. L'amplitude de déplacement mesurée dépend de l'inverse du coefficient de rigidité ($\mu\text{m}/\text{kp}$) de tous les éléments entre la source d'excitation et le point de mesure, de la force d'excitation périodique et du facteur de transmissibilité V [23,40].

Chaque élément élastique de machine possède ses **fréquences propres**. Si une de ces dernières coïncide avec la fréquence d'excitation, il y a ce qu'on appelle **résonance**.

Les fréquences propres les plus basses ayant été observées sur un tour, dues au dandinement du socle « élastique » de la machine autour de son axe longitudinal, engendrées par un balourd, sont de l'ordre de 22 Hz; les plus hautes sont dues aux fréquences propres de l'outil et atteignent 13 kHz pour une section de 64 mm² et un porte-à-faux de 15 mm. Si cette dernière fréquence coïncide avec celle de la formation de copeaux, le phénomène de **brouillage** apparaît, résonance particulièrement néfaste qui peut créer sur la pièce des **marques de brouillage** de plusieurs μm de profondeur.

La totalité des vibrations dues au fonctionnement de la machine a pour effet une diminution sensible de la qualité de surface et de la tenue des cotes de la pièce.

Un analyseur automatique de fréquence BRUEL & KJAER, modèle 2107, permet de relever le spectre des amplitudes de déplacement absolues, pour la machine à vide et sous charge, le plus près possible du point de coupe, par exemple au porte-outil et au canon. Le domaine de fréquences de 20 à 200 Hz fut étudié (correspondant à 1200-12 000 t/min) aux éléments de machine représentant des sources de vibrations possibles comme, par exemple : le moteur d'entraînement, les roues dentées, les courroies trapézoïdales ou les roulements à billes.

Le schéma du système de mesure pour l'analyse des vibrations est représenté à la **figure 2a**. Le signal d'un capteur d'accélération piézoélectrique est intégré, au choix par rapport à la vitesse ou à l'amplitude de déplacement, par un intégrateur-préamplificateur (B & K 1606). Il est facile de dépouiller le spectre analysé de façon continue sur la bande de l'enregistreur à niveau. Cela permet de qualifier les machines-outils employées et de considérer séparément les influences de la machine, celles de la formation de copeaux et celles de la rectitude des barres, en se basant sur la fréquence et l'amplitude des vibrations.

Le constructeur et l'utilisateur obtiennent ainsi des indications précises quant à l'amélioration de la construction ou aux conditions de coupe favorable. La **figure 3** montre les résultats des mesures de vibrations sur une seule machine, avant et après un équilibrage dynamique soigné et quelques modifications constructives, telles que le remplacement des courroies trapézoïdales et lamellaires par des courroies plates ou rondes continues, l'isolation et l'amortissement du moteur et de la pompe à huile. Les courbes représentent les amplitudes absolues de déplacement des forces d'excitation sur un tour automatique de décolletage, mesurées au canon, c'est-à-dire à la sortie du matériau, le plus près possible du point d'attaque de l'outil. Les deux diagrammes montrent les amplitudes, mesurées horizontalement et perpendiculairement à l'axe de la machine, pour deux vitesses de rotation, avant et après les améliorations. A la suite du remplacement de la boîte à vitesses par un jeu de poulies plates et de la séparation du moteur d'entraînement du bâti de la machine, et aussi après un équilibrage dynamique, les amplitudes de déplacement sont devenues inférieures à 3 μm . Le facteur de réduction des amplitudes de vibration est de l'ordre de 10-30. Cela a permis d'obtenir une marche plus silencieuse; d'autre part, certains sifflements dus à des fréquences élevées ont disparu. Pour éviter la transmission de vibrations extérieures néfastes et permettre un montage rigide et sans déformation du bâti, les machines pilotes furent montées sur des dalles « Antivibrator » en béton armé pervibré, d'environ 10 cm de hauteur et à suspension amortie.

3.3. Transformation d'un tour automatique en un instrument de mesure

Lors de l'achat d'un nouveau tour et de sa transformation en un instrument de mesure, les défauts mentionnés dans les paragraphes précédents (lubrification, vibrations, outil) furent éliminés le mieux possible. Un tour PETERMANN 7R fut choisi dont l'avance est à réglage continu par moyens électroniques. La vaste étude sur l'influence de l'avance était alors facilitée. La poupée ne glissait plus sur des glissières grattées, mais se déplaçait avec un minimum de frottement sur des glissières à roulement. Le moteur était monté derrière la dalle « Antivibrator », de façon à être amorti et réglable sur le sol d'atelier.

Le milieu de coupe était une huile spermacéti américaine (viscosité 175—180° Saybolt à 20° C), qui a fait ses preuves dans la pratique. Après le refroidissement de la coupe, elle passait dans un filtre fin à décanter, ce qui permettait d'éliminer les petits copeaux et particules d'abrasion tout en dégazant l'huile. L'huile était pompée depuis ce bac jusqu'au point de coupe avec un débit renforcé (9 l/min.), à travers un échangeur de chaleur THERMA ayant une capacité de refroidissement de 22 kcal/min. C'est avec de l'huile de 15° C qu'un refroidissement plus efficace a été obtenu, conjointement avec la stabilité thermique des éléments de machine impliqués.

Plutôt que l'acier rapide, intéressant lors des essais d'usinage de courte durée, mais très peu sûr quant aux résultats le matériau du tranchant choisi fut le métal dur de différents types, utilisé déjà dans la pratique dans le 60 % des cas.

En raison de leur mauvaise reproductibilité, de la quantité de matière nécessaire, et parce qu'un appareil de mesure rapide décrit dans un autre cha-

pitre était à disposition, les essais sur la tenue de coupe fondés sur l'usure du tranchant ne furent plus poursuivis sur le tour automatique à décolleter.

Le broutage de l'outil était d'autre part réduit par une hauteur de l'outil de 8 mm au lieu de 7 mm, ainsi que par une réduction de son porte-à-faux. Après ajustage du porte-outil, les jeux des ressorts furent supprimés par blocage du lardon. Comme l'ajustage de l'outil est d'importance capitale pour la formation des copeaux et la qualité de surface, cette opération fut faite au moyen d'un microscope d'ajustage ISOMA à $\pm 0,02$ mm.

Le contrôle de l'aiguillage, qu'il est impossible de décrire objectivement même avec un microscope, n'était possible qu'en se référant à la « rugosité initiale », mesurée après dix minutes de marche. Cette valeur, dans des conditions de coupe déterminées, donnait une idée suffisante du mordant et de l'exactitude de forme du tranchant.

3.4. Mesure des forces de coupe

Les différences de la force de coupe d'avance en fonction du matériau trouvées par Guttman [4] purent être confirmées par des essais préliminaires au moyen d'un dynamomètre simple. Pour chacune des forces de coupe principale et d'avance, une paire de jauges de contraintes fut collée sur un outil dont le porte-à-faux était quelque peu rallongé. La flèche de l'outil, pouvant être étalonnée, servait de mesure pour les forces de coupe agissantes. Ce système a ses désavantages : outil en acier rapide avec tenue de coupe relativement courte, grand porte-à-faux pouvant occasionner le broutage, et difficulté de considérer simultanément les composantes de forces de coupe.

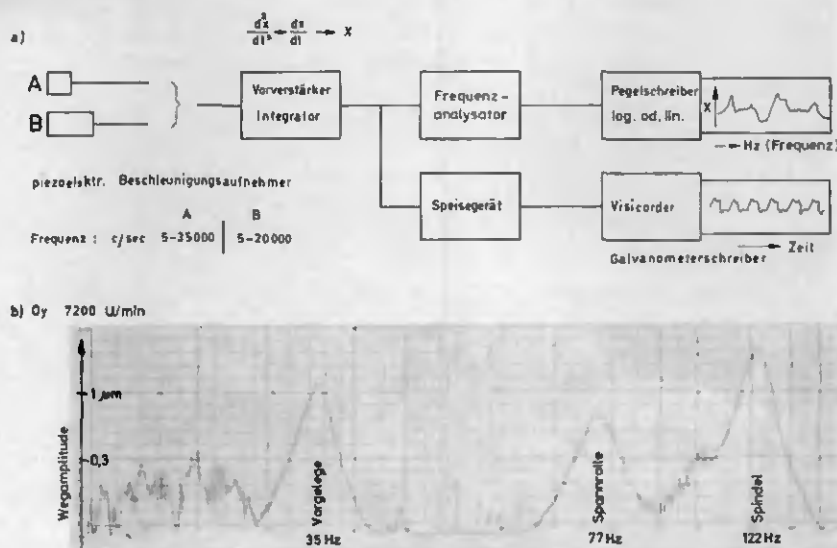


Fig. 2. a) Système de mesure pour l'analyse des vibrations ; b) Bande d'enregistrement des vibrations de déplacement en fonction des fréquences, mesurées horizontalement au canon, perpendiculaire à l'axe du tour.

Vorverstärker-Integrator = préamplificateur-intégrateur ; Frequenzanalysator = analyseur de fréquence ; Pegelschreiber = enregistreur à niveaux ; Speisegerät = alimentation ; Galvanometerschreiber = enregistreur galvanométrique ; piezoelektr. Beschleunigungsaufnehmer = accéléromètre piézoélectrique ; Wegamplitude = amplitude de déplacement ; Frequenz = fréquence ; Vorgelege = arbre de renvoi principal ; Spannrolle = tendeur ; Spindel = broche.

En fixant le berceau de l'outil à l'aide de barres de torsion, **Berthold** [24] obtint des fréquences propres de l'outil élevées, proches de celles observées en pratique. Il dut cependant tenir compte d'une légère influence réciproque des composantes de moment, mesurées par transducteurs.

Pour la mesure des forces, **Bickel** [25] employait un quartz-« sandwich » ayant les trois axes électriques à angle droit, ce qui permettait une mesure directe, mais ne diminuait pas les difficultés connues de déplacement du point zéro et d'isolation électrique. Les mesures comparatives ont permis aux deux auteurs de prouver qu'un dynamomètre ne travaille correctement que si les forces sont mesurées pratiquement sans déplacement.

Tenant compte des propositions de Berthold et de Bickel, des capteurs piézoélectriques (à quartz) furent utilisés dans le dynamomètre que représente la figure 4.

Dans celui-ci, une barre cylindrique est serrée par une pastille en caoutchouc dur, le plus près possible de sa pointe, contre les deux cellules piézoélectriques KISTLER de mesure des forces principales (F_z) et d'avance (F_x). Ces capteurs travaillent pratiquement sans déplacement (constante de ressort 10^{-6} mm/kp) et peuvent être étalonnés statiquement. Sans influence réciproque, ils mesurent le moment de la force principale et de celle d'avance. La force de recul est directement transmise au quatrième point d'appui à l'extrémité de l'outil. Dans la coupe orthogonale faisant l'objet de cette étude, la force de recul F_y est pratiquement nulle; une force négative (~ 1 kp) le tirant légèrement en dehors a même été observée.

Les plaquettes interchangeables en métal dur K 10 permettent un remplacement rapide de la partie tranchante tout en assurant sa position. Une vibration de flexion, entre capteurs et appui d'environ 4,2 kHz, est amortie par un enrobage de graisse à forte viscosité.

La figure 5 représente le dispositif de mesure des

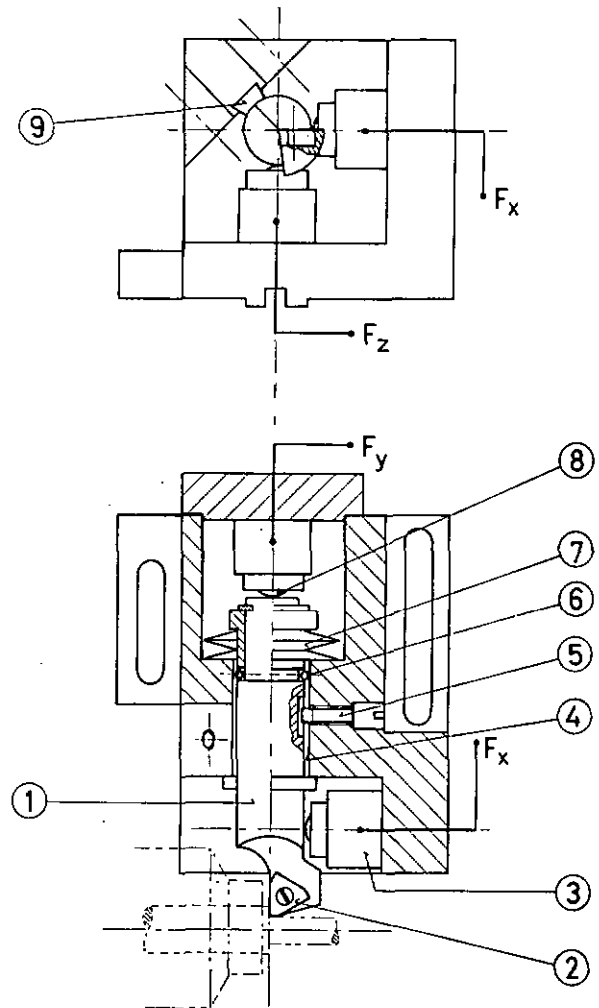


Fig. 4. Dynamomètre piézoélectrique de forces de coupe à 3 composantes; F_x = force de coupe d'avance; F_y = force de recul; F_z = force de coupe principale. 1) Corps de l'outil; 2) Plaquette métal dur interchangeable; 3) Cellule piézoélectrique de charge; 4) Graisse amortissante à viscosité élevée; 5) Vis de guidage; 6) Guidage par billes; 7) Ressorts Belleville; 8) Lentille transmettant la force; 9) Caoutchouc dur amortissant.

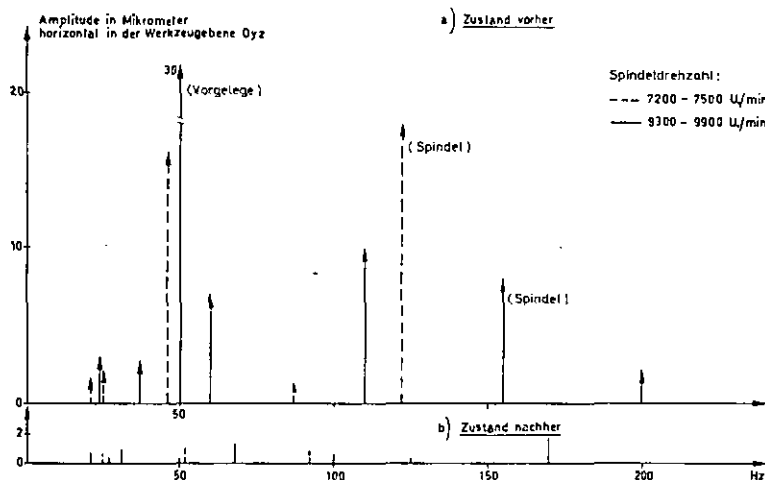


Fig. 3. Spectre des vibrations d'un tour automatique: a) à l'état de livraison; b) après équilibrage dynamique soigné et quelques modifications constructives.

Amplitude in Mikrometer = amplitude en microns; horizontal in der Werkzeugebene = horizontalement dans le plan des outils; Spindeldrehzahl = nombre de tours de la broche.

forces de coupe. La charge électrique du quartz est traduite à un amplificateur électrométrique. Il est possible d'enregistrer les forces de coupe au même temps que d'autres signaux sur un oscillographe galvanométrique HONEYWELL Visicorder. La vitesse de déroulement du papier la plus grande, d'environ 1 m/s, permet aussi l'analyse de processus rapides tels que les variations de forces de coupe. La bande d'enregistrement donne un exemple de mesure de F_z (1 cm = 10 kp) et de F_x (1 cm = 5 kp) avec les variations de forces de coupe que l'on peut y déceler.

Hippler [7] a montré que les pressions de coupe diminuent de façon exponentielle quand la section du copeau augmente, dans le cas de copeaux de dégrossissage en laiton de plus de 1 mm². **Guttman** [4] a confirmé cette relation générale due à Klopstock dans le cas des copeaux d'usinage moyens. La **figure 6** illustre ces observations et fournit les données de cette recherche. Pour la force de coupe principale les valeurs correspondent, mais pour la force de coupe d'avance, une forte augmentation de pression de coupe fut remarquée quand l'avance tendait vers zéro ; cela fut confirmé à différentes vitesses de coupe.

Pour l'acier, **Eugène** [26] a observé un comportement semblable de la force de coupe d'avance ; il explique le fait par l'effet plus grand de frottement lors de la formation d'arêtes rapportées. **Sokolowski** [27] a remarqué que lors du finissage, selon les conditions de coupe, le métal n'est plus coupé au-dessous d'une certaine profondeur de coupe minimum, mais au contraire, l'outil et le matériau se déforment élastiquement ce qui peut produire une force de coupe apparente. **Velthuis** [28] a pu démontrer expérimentalement, sur des pièces légèrement coniques, que la « vraie » profondeur de coupe dépend du module d'élasticité, du rayon de pointe et de la vitesse de coupe, et que

le recul élastique du système outil-pièce peut atteindre quelques micromètres.

Lors de l'extrapolation de la profondeur de coupe (ici de l'avance forcée) vers zéro, la force de coupe d'avance peut, en l'occurrence, ne pas disparaître ; ou on observe lors de passes très petites qu'une coupe intermittente.

En coupe orthogonale, les composantes des forces de coupe F_z et F_x sont, d'après **Ernst et Merchant** [29], décomposées en une force de cisaillement F_S et une force normale F_N avec les simplifications suivantes (**fig. 7**) :

- la surface de cisaillement est plane ;
- les relations du copeau continu sont valables dans le cas de la formation du copeau discontinu ;
- on ne tient pas compte d'une différence de l'écoulement des copeaux dans la région de la pointe de l'outil (avec arête de coupe secondaire), par rapport à une coupe orthogonale pure (à un tuyau) ;
- l'angle de cisaillement ϕ est identifié à l'inclinaison moyenne, mesurée à $\pm 1^\circ$ sur la coupe métallographique ; sa mesure sur la racine du copeau sera plus appropriée, mais incertaine [30].

3.5. La qualité de surface - Mesure et paramètre qui l'influencent

Il est compris par qualité de surface l'inverse de sa rugosité. Dans le cadre de cette étude, l'instrument TALYSURF, Modèle 3, était utilisé ; l'écart moyen entre les aspérités et une ligne médiane virtuelle de

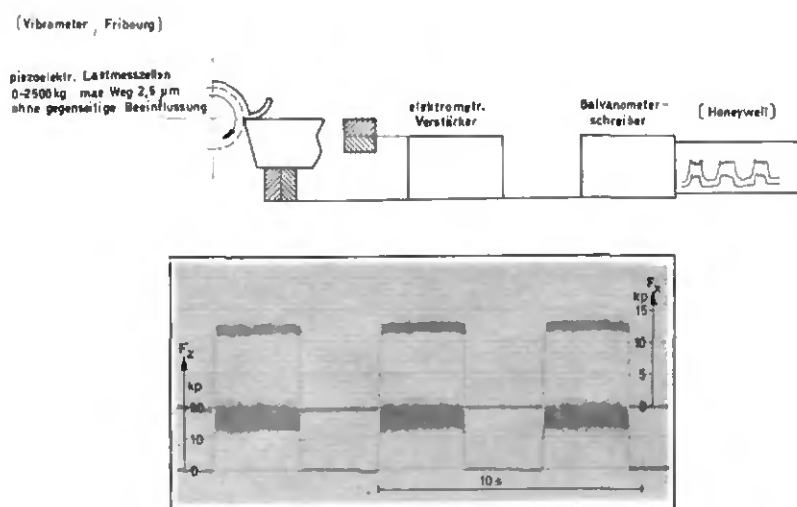


Fig. 5. Représentation schématique de la mesure des forces de coupe avec bande d'enregistrement pour la force de coupe principale et celle d'avance.

Piezoelektrische Lastmesszellen = capteurs de force piézoélectriques ; max. Weg = course max. ; ohne gegenseitige Beeinflussung = sans influence réciproque ; elektrometr. Verstärker = amplificateur électrométr. ; Galvanometerschreiber = enregistreur galvanométrique.

longueur définie décrit la rugosité [22 et normes VSM 58300/1].

La pointe du palpeur (diamant) a un rayon de $2,5 \mu\text{m}$. La mesure de la rugosité transversale des cylindres se fait de façon ordinaire sur cet instrument, tandis que la rugosité longitudinale est obtenue par déroulement sur un pick-up fixe (fig. 8). Les déplacements verticaux de l'aiguille de mesure par rapport à un plan de référence ou à une glissière, transformés en tensions électriques alternatives par un transducteur sont amplifiés, puis enregistrés en tant que profil réel, ou intégrés en valeurs de rugosité R_a .

Les agrandissements possibles sont de 20 ou 100 fois horizontalement et de 1000 à 50 000 fois verticalement.

Le fait bien connu que la rugosité diminue alors que la vitesse de coupe augmente [9, 31], n'a pas pu être confirmé avec les outils de finissage employés pour ce travail. En revanche, la formation de sillons a pu être en partie réduite selon la position de l'arête de coupe secondaire (angle de pointe $\epsilon = 90^\circ$).

Les rugosités initiales obtenues avec les avances et les vitesses de coupe sont représentées graphiquement sur la figure 9.

À titre comparatif, le graphique contient les mesures prises avec l'outil rigide du dynamomètre (trait plein) et avec un burin normal de tour à décolleter, son porte-à-faux étant de 15 mm et sa section de 64 mm^2 (trait pointillé).

Si, pour l'industrie horlogère, la valeur limite de la rugosité est fixée arbitrairement à $0,5 \mu\text{m } R_a$ comme critère de tenue de coupe, le diagramme montre clairement que, pour des avances et/ou pour des vitesses de coupe plus grandes et par conséquent une plus grande production, il faut que le système burin-support soit le plus rigide possible. La vitesse de coupe souvent employée de $v = 166 \text{ m/min}$, correspondant à une vitesse de rotation de 5300 t/min, est défavorable pour ce type de machine. Lors de l'analyse des vibrations, cette vitesse a en général donné lieu aux amplitudes les plus grandes; en outre, la formation de copeaux excite considérablement les vibrations propres de l'outil pour des avances $> 0,08 \text{ mm/t}$, ce qui a conduit au brouillage pour $s = 0,16 \text{ mm/t}$. L'avance favorable se situe à $0,08 \text{ mm/t}$; elle coïn-

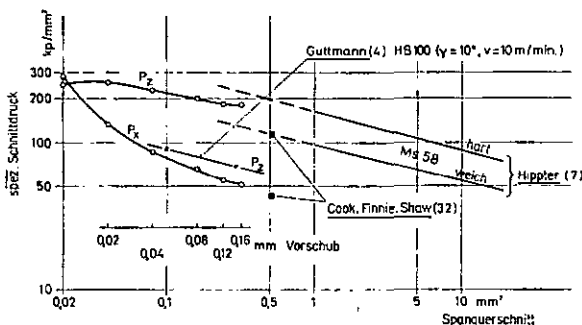


Fig. 6. Pression de coupe pour le dégrossissage et le finissage du laiton 58 en fonction de la section du copeau. *Vorschub* = avance; *Hart* / *weich* = dur / mou.

cide ici avec une forme favorable de copeaux, une production élevée et une apparition assez rapide du critère d'émoussement de Ciragan.

Pour effectuer des recherches comparatives de matériaux, la vitesse de coupe de 232 m/min fut choisie car c'est à cette vitesse que les vibrations sont réduites au minimum. Les résultats de Ciragan [14] furent confirmés : une variation de la profondeur de coupe de 0,5 à 3 mm n'a, malgré le changement de section de coupe, pratiquement pas eu d'effet sur la qualité de surface obtenue lors de la coupe orthogonale. Avec une avance plus grande, en plus de la formation de sillons pour des raisons géométriques, on observa de plus grandes surfaces de cisaillement, accompagnées de plus grandes forces de coupe et de plus grandes variations de forces. Celles-ci mettaient l'outil en vibrations et donnaient lieu à une augmentation de la rugosité longitudinale sur la surface de coupe. Un exemple concret est représenté à la figure 10. Il montre l'influence de la position de l'outil (en hauteur) sur la rugosité transversale. Le brouillage de l'outil est représenté par un trait pointillé. Sauf à la vitesse défavorable de 5300 t/min, les surfaces obtenues avec le burin centré ou déplacé 0,2 mm plus bas peuvent être qualifiées de satisfaisantes à bonnes. En revanche, si l'on place l'outil 0,2 mm plus haut, un brouillage en résulte déjà à partir de 4 ou 8 centièmes d'avance, parce que l'outil pénètre dans le matériau lors du déplacement vertical et est soumis à une réaction axiale forcée; ou bien, comme le montre Tobias [23] parce que les conditions d'auto-excitation sont remplies.

La figure 11 montre les différentes qualités de tournage avec un outil d'ébauchage respectivement

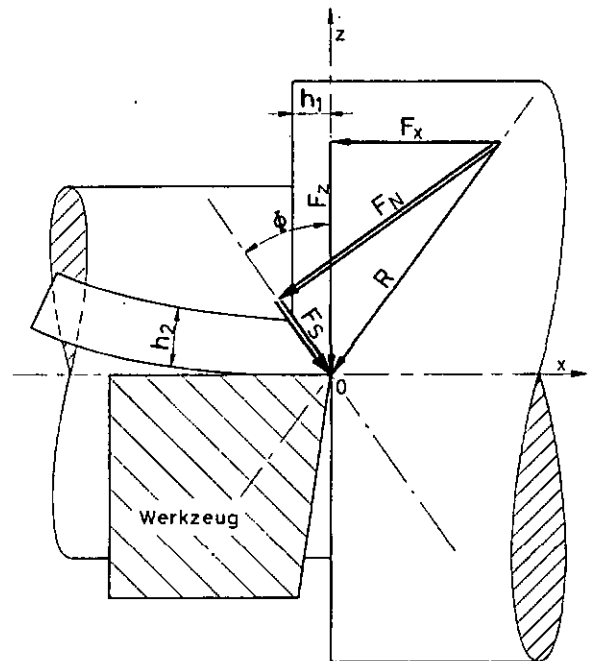


Fig. 7. Etat momentané des composantes de force de coupe dans le plan Oxz d'après Ernst et Merchant [29] F_S = force de cisaillement; F_N = force normale sur le plan de cisaillement; h_1 = avance; h_2 = épaisseur du copeau.

d'un outil de finition. Les deux outils ont un même angle de pointe ϵ entre l'arête de coupe principale et l'arête de coupe secondaire, soit environ 90° . Cependant, ils n'ont pas le même angle d'attaque α (situation de l'arête de coupe principale par rapport à l'axe de l'outil). L'outil de finition est un burin latéral; l'outil de dégrossissage a un angle d'attaque α de 45° , de façon que l'arête de coupe secondaire n'intervienne que dans le domaine immédiat de la pointe de l'outil.

A la même avance, la formation de sillons est plus prononcée si l'effet de repassage de l'arête secondaire fait défaut.

La force de coupe résultante se déplace en direction de la force d'avance, et dans la direction de l'axe de l'outil apparaît une nouvelle composante de force et de vibration.

4. ÉTUDES GÉNÉRALES SUR L'USINAGE DU LAITON

4.1. Formation du copeau discontinu lors du tournage

Des caractéristiques mécaniques bien déterminées de la matière, d'une part, et d'autre part la géométrie de l'outil, en particulier l'angle de coupe γ , exercent une grande influence sur la forme probable du copeau [29, 32].

Les matériaux cassants (fonte) produisent des copeaux arrachés pulvérulents, et une très mauvaise qualité de surface, car partant de la pointe du burin, dans la partie non usinée, il se forme une fente dans n'importe quelle direction. Les matériaux tendres (aluminium, cuivre, acier) se caracté-

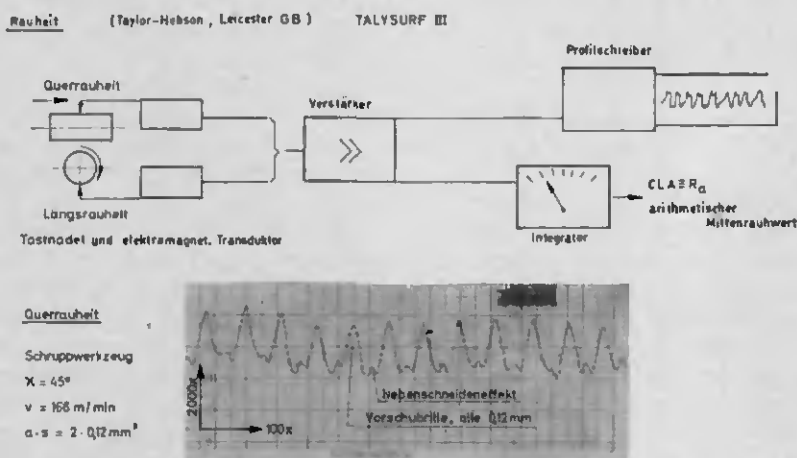


Fig. 8. Mesure de la rugosité longitudinale et transversale avec un rugosimètre. Bande d'enregistrement de la rugosité transversale due à un outil de dégrossissage.

Rauheit = rugosité; *Querrauheit* = rugosité transversale; *Längsrauheit* = rug. longitudinale; *Verstärker* = amplificateur; *Profilschreiber* = profilographe; *arithm. Mittenrauhwert* = rugosité moyenne arithmétique; *Tastnadel und elektromagnet. Transduktor* = pick-up et transducteur électromagnétique; *Schruppwerkzeug* = outil de dégrossissage; *Nebenschneideneffekt* = effet de l'arête de coupe secondaire; *Vorschubritte, alle 0,12 mm* = sillons de coupe dû à l'avance, tous les...

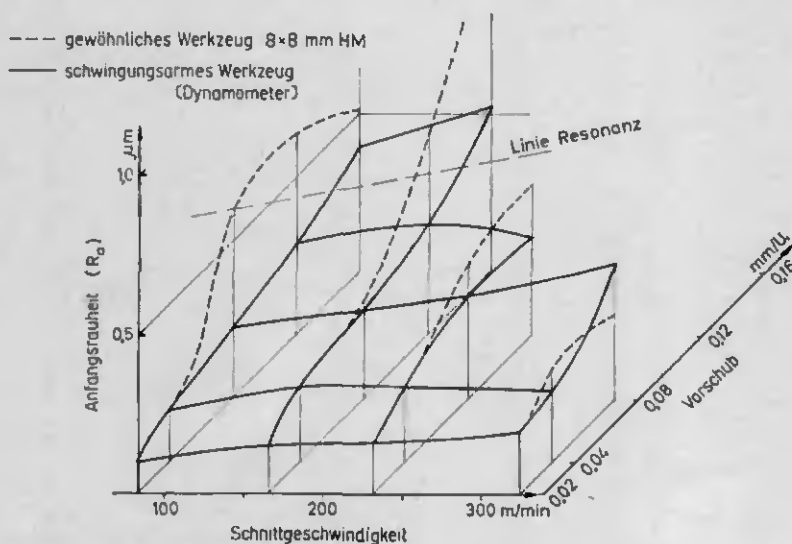


Fig. 9. Influence des conditions de coupe et d'outils de rigidité différente sur la rugosité transversale initiale. *Gewöhnliches Werkzeug* = outil ordinaire; *schwingungsarmes Werkzeug* = outil rigide; *Linie Resonanz* = ligne résonance; *Schnittgeschwindigkeit* = vitesse de coupe; *Vorschub* = avance.

térisent par de longs copeaux continus en forme de ruban ou de colimaçon donnant lieu, en général, à une surface de bonne qualité. Entre ces deux sortes de matière se trouve le domaine des alliages de bonne usinabilité qui contiennent des additifs brise-copeaux (Pb, S, Te) ou qui permettent la formation de copeaux courts en raison de certaines valeurs mécaniques favorables (ductilité modérée, écrouissage moyen). Une bonne usinabilité se caractérise par un copeau de cisaillement discontinu ou semi-discontinu, conjugué avec un effort de coupe relativement faible et un petit volume pour une grande quantité de copeaux.

Dans la figure 12 se trouve une description plus précise des formes de copeaux, rencontrée lors de l'usinage des alliages de cuivre, en partie à l'aide de modèles classiques :

a) Le laiton β (52 à 57 % de Cu) ou le magnésium montrent qu'une faible ductilité a une immense influence sur la formation de copeaux (de cisaillement) discontinus. Ces matériaux sont pressurés sur le tranchant et il se produit même une déformation du plan de cisaillement. Après la rupture de cisaillement, accompagnée de fortes variations de la force de coupe (voir chapitre 4.4), quelques éléments de copeaux isolés tombent en roulant par dessus le tranchant.

b) Piispanen [33] utilise pour la formation des copeaux continus le modèle du « jeu de cartes ». En raison de la force de coupe, des lamelles infiniment minces glissent en grand nombre, sans per-

dre leur cohésion et « coulent » en entier par dessus le tranchant. Un modèle modifié tient compte d'un écrouissage plastique secondaire des pointes des lamelles sur la face inférieure du copeau.

c) Le même auteur ramène la formation des copeaux discontinus à un petit angle de coupe ($\gamma \rightarrow 0^\circ$) et/ou à une augmentation de l'angle de frottement τ dû à la matière ($\tan \tau = F_x/F_z$ pour $\gamma = 0^\circ$). La forte augmentation de la force de frottement peut presque provoquer un arrêt de la matière (paquet de lamelles). Mais parallèlement, l'angle de cisaillement Φ des couches suivantes diminue, la grandeur des surfaces de glissement augmente jusqu'à atteindre la résistance au cisaillement de la matière et jusqu'à ce que le copeau soit coupé de la pièce par un effet de levier. Field et Merchant [34] confirment cette hypothèse théorique et expliquent la formation de copeaux de cisaillement par l'augmentation périodique de coefficient de frottement entre le copeau et la face du copeau.

d) Les laitons de décolletage réunissent les caractéristiques structurales qui favorisent la formation de copeaux discontinus, mais n'excluent pas les copeaux continus dans certaines conditions de coupe (chapitre 4.3). A côté de la matrice α (cube centré), la plupart des laitons européens contiennent environ 5 à 30 % de phase β , moins ductile à la température ambiante. Des additions de plomb, mentionnées plus loin, intensifient l'effet de la phase β et permettent d'obtenir des copeaux courts.

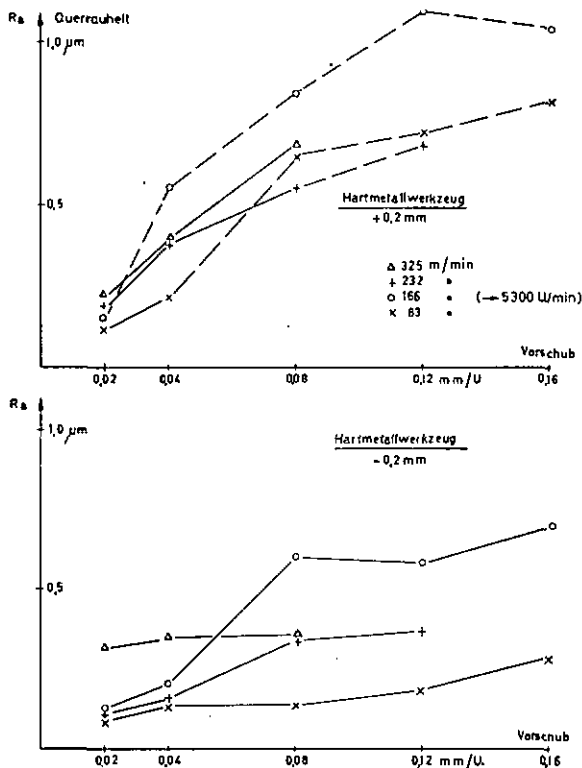


Fig. 10. Influence du centrage de l'outil sur la rugosité transversale et sur le broutage (domaines pointillés). Section de l'outil $8 \times 8 \text{ mm}^2$, porte-à-faux 15 mm. Hartmetallwerkzeug = outil en métal dur.

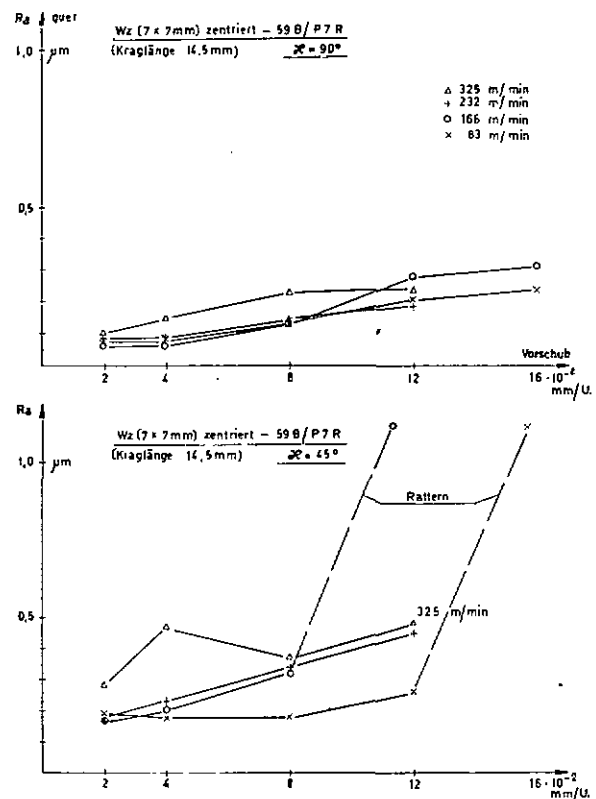


Fig. 11. Influence de l'angle d'attaque α sur la rugosité transversale (effet de l'arête secondaire de coupe de l'outil de finition). quer = transversal; zentriert = centré; Rattern = broutage.

Selon les conditions de coupe et la composition chimique (Cu), les laitons examinés (α - β) produisent un copeau de cisaillement avec différents montants de glissement. Le copeau schématisé sous d) correspond à un laiton Ms 58. Un laiton à une phase (Ms 61) donne des copeaux plus épais et la cohésion entre leurs éléments augmente.

En dehors des influences de la matière, **Shaw** et **Sanghani** [35] admettent que des épaisseurs variables du copeau, ou un outil ou une pièce oscillant dans la direction de l'avance, soient des causes possibles de formation de copeaux de cisaillement. Un angle δ périodiquement pendulaire entre le

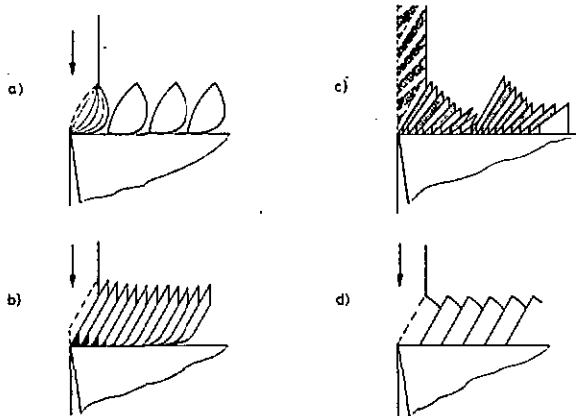


Fig. 12. Formation du copeau continu et discontinu. a) copeau purement discontinu, p. ex. observé au laiton β (Shaw et Sanghani); b) modèle modifié de Piispanen pour le copeau continu; c) modèle de Piispanen pour la formation du copeau discontinu ou de cisaillement; d) copeau semi-discontinu du laiton 58.

vecteur d'avance et la surface réelle (conditionné par l'ondulation, la rugosité de la surface de coupe) serait déterminant pour la formation de copeaux de cisaillement et par conséquent, pour la réduction de la force de coupe moyenne.

En plus des conditions de coupe et de la fragilité de la matière, **Cook** [32] attire spécialement l'attention sur l'action bénéfique de plus petites hétérogénéités (micro-vides ou inclusions tendres correspondantes). Il est démontré que celles-ci sont de forme elliptique ou bien qu'elles acquièrent cette forme par compression. D'après **Griffith**, il se forme alors dans les grandes courbures des points de tension qui provoquent la formation de microfentes, et accélèrent un déchirement dans la surface de cisaillement.

De toutes façons, on ne peut pas procéder avec sûreté à une transposition de ces considérations quasi statiques sur les phénomènes de la formation des copeaux lors des grandes vitesses d'écrouis-

sage (500 à 1500 m/min). Si l'on tient compte des petites dimensions et des grandes quantités de surfaces de cisaillement formées par unité de temps, on obtient alors, en confirmation des indications de **Steinemann** [36], des vitesses d'allongement de 10^3 %/s pour un usinage ordinaire contre 0,4 %/s au plus lors d'un essai de traction uniaxial (VSM 10921).

A l'aide de nos propres mesures (chapitre 4.4), ces très hautes valeurs sont rapidement confirmées dans le tableau au bas de la page.

L'examen des hypothèses les plus vraisemblables sur la formation du copeau discontinu s'appuie sur deux observations :

1. A l'exception du domaine de brochage, la rugosité à la face de coupe, que l'on n'examine pas de près habituellement, est faible, ce qui exclut la théorie de **Sanghani**.
2. Les forces de coupe représentées à la figure 16 montrent que F_z oscille beaucoup et que F_x oscille peu, ce qui confirmerait l'hypothèse du plan de cisaillement oscillant (Piispanen, Field, Merchant).

Comme le montrait **Cook**, c'est l'influence de la matière qui est la plus forte sur la formation des copeaux de cisaillement.

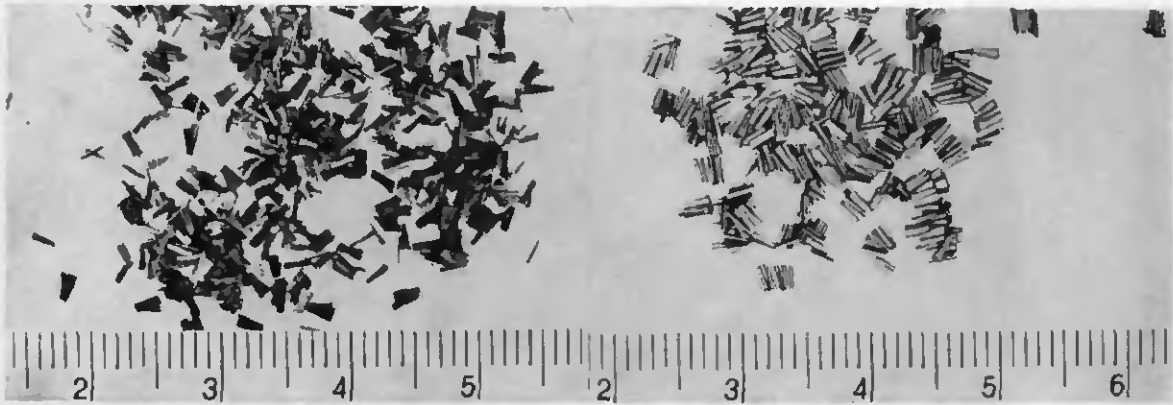
L'efficacité des additifs d'usinage sur la formation de copeaux de cuivre est discutée par **Wallbaum** [37] à titre de comparaison. En lieu du plomb malléable, insoluble, il est ajouté du soufre, du sélénium et du tellure sous forme de combinaison intermétallique, si possible plus molle que le métal de base (pour éviter l'usure).

Hayama [38] constate une augmentation de l'angle de cisaillement ϕ et une forte diminution de la force de coupe d'avance F_x lorsque l'on augmente la teneur en plomb à n'importe quel degré d'écrouissage. Il trouve une corrélation directe entre une résilience relative (par rapport à la matière sans plomb et recristallisée) et la tension de cisaillement τ_0 dans le plan de cisaillement de la matière, tension déterminée à partir des mesures de la force de coupe. Par ce moyen, des phénomènes touchant de très près la formation des copeaux, tels que l'effet d'entaille et la vitesse, ont été remarqués pour la première fois.

Shaw et d'autres [39] ont évalué l'action de 0,25 % de Pb empêchant le soudage lors de l'usinage de l'acier. Le plomb dispersé couvre moins de 0,2 % d'une surface quelconque en coupe; c'est pourquoi il n'y a pour ainsi dire pas d'effet de grais-

Vitesse de coupe $v = 166$ m/min, profondeur de coupe $a = 2$ mm (Ms 58).

Avance	0,04	0,08	0,12	0,16 mm/t.
n plan de glissement/s (fréquence de formation du copeau)	104	36	21,5	12,9 kHz
Refoulement et cisaillement, pourcentage par surface	10-20	30	40-60	$\sim 100\%$
Vitesse de déformation %/s	1-2	1,1	0,8-1,25	$\sim 1,3 \cdot 10^6$

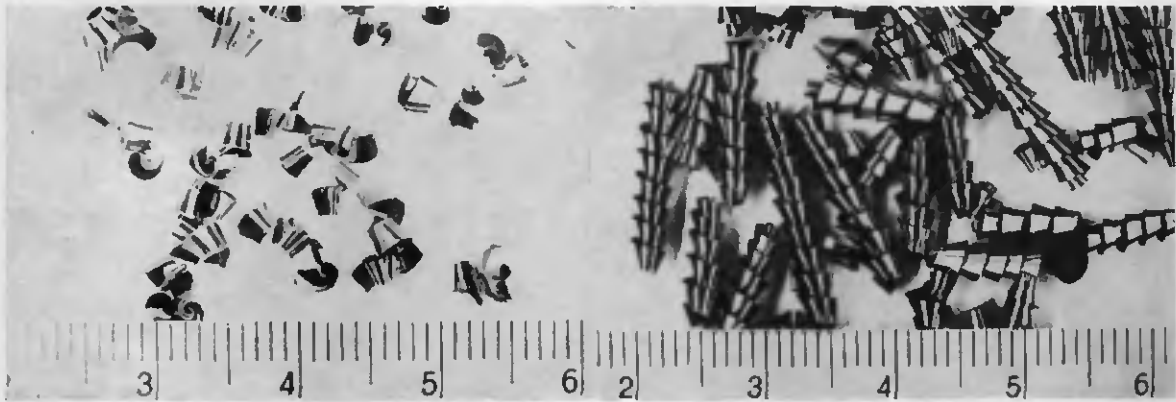


FN 6 R ~3-4

Nadel-, oder Schuppenspan

FN5 R ~4

kleine Rollen, Stäbchenspan

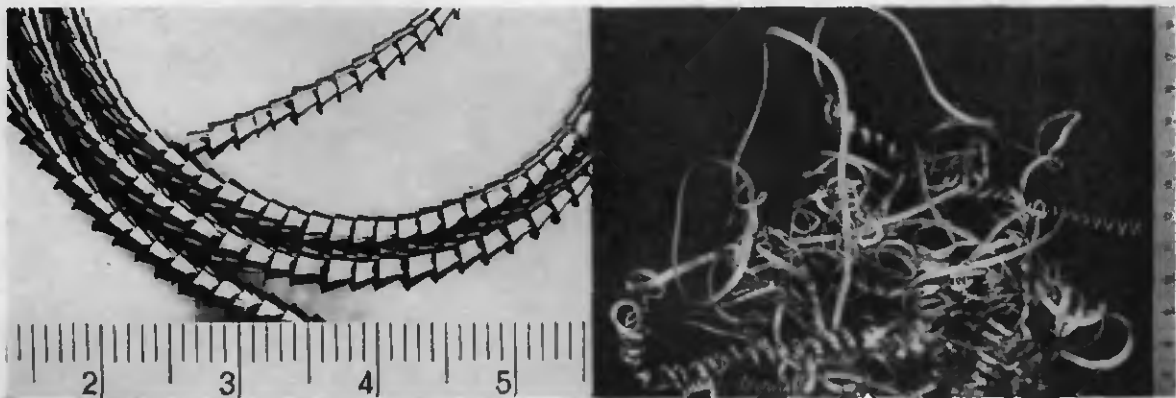


FN 4 R ~4-6

Spiral- und Wendelstücke

FN 3 R ~5-10

kurze, enggerollte Wendel



FN 2 R ~20-25

lange, enggerollte Wendel

FN 1 R >100

Wirrspan (A1)

Fig. 13. Les six classes de copeaux avec note de forme et quotient de volume R destinés à leur classification. FN 6 = Copeau aiguille ou pellicule; FN 5 = Copeau en petits rouleaux ou baguettes; FN 4 = Fragments de spirales ou de colimaçon; FN 3 = Colimaçon court et étroitement roulé; FN 2 = Colimaçon long et étroitement roulé; FN 1 = Copeau enchevêtré.

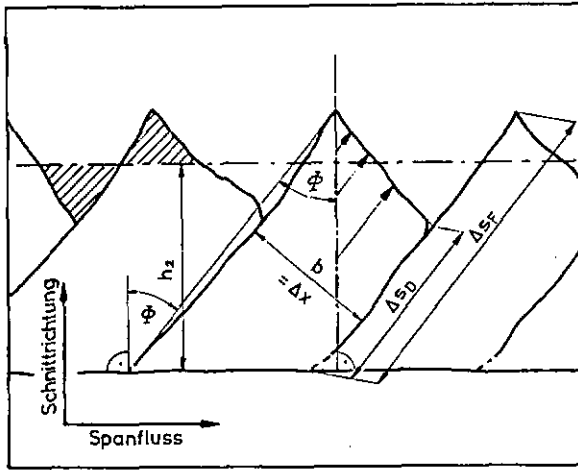


Fig. 14. Géométrie du copeau.

\bar{h} = largeur moyenne de l'élément du copeau ; Δs_F , Δx = dimensions de la lamelle de Piispanen ; Δs_D = dimensions de la lamelle pour le copeau discontinu. Schnittrichtung = direction de l'avance ; Spanfluss = écoulement du copeau.

sage. Même en supposant que le plomb, en raison de son plus grand coefficient de dilatation, déborde par suite de la chaleur de frottement et se répande sur la surface de coupe (dans les alliages de cuivre, il serait pressuré par l'expansion de la matrice), la quantité disponible reste insuffisante pour éviter le soudage. Seule la fusion complète et par conséquent l'étalement par suite des pressions et des températures existant dans le copeau donnerait une quantité suffisante de plomb comme agent de graissage dans la zone de contact. Il a été prouvé expérimentalement que cette quantité de plomb diminue de 34 % la force de frottement et de 9 % la force de cisaillement par rapport à un acier sans plomb.

Dans des aciers tendres [24, 32] et dans des conditions de coupe déterminée ($\alpha = 60^\circ$, $\alpha' > 10^\circ$, $r > s$), on observe des copeaux semi-discontinus qui se sont fendus sur la face interne. Ils apparaissent également lorsque les angles de coupe sont négatifs et que l'usinage des laitons se fait sous un grand angle de coupe ($\gamma = 30^\circ$) [32].

4.2 Forme et géométrie du copeau

La composition du matériau et les conditions de coupe exercent également une influence sur la forme des copeaux produits. A partir des données de la feuille de contrôle « Stahleisen » N° 1178-52 et des tables comparatives de formation de copeaux de Schallbroch-Bethmann [17], les copeaux furent subdivisés en 6 classes simplifiées, numérotées de 6 à 1. On les trouve dans la figure 13 chacune étant accompagnée d'un exemple typique. A l'aide du quotient R, le volume du copeau est comparé au volume correspondant du matériau. La note 6 correspond à la plus petite forme de copeau avec un quotient 3-4.

La géométrie du copeau est évaluée sur les coupes métallographiques, perpendiculairement à la direction de l'écoulement du copeau et à celle de la

coupe. Les signes employés sont décrits dans la figure 14. Le quotient de l'épaisseur du copeau h_2 par l'avance $h_1 (= s)$ donne le refoulement du copeau λ . Il peut exister certaines différences de Φ par rapport aux valeurs de λ , car l'angle de cisaillement est calculé sur les copeaux et non sur la pièce à la racine du copeau, comme l'indiquent certains auteurs. D'autre part, il a été observé que le cisaillement n'est pas toujours rectiligne entre la racine du copeau et les surfaces non usinées. La largeur moyenne \bar{b} d'éléments de copeaux donne d'autres indications quant à la ductilité de la matière et permet d'évaluer la fréquence de formation de copeaux décrite plus loin. Les termes Δx et Δs_F sont tirés du modèle de Piispanen pour le copeau continu [33] ; ils désignent les dimensions des microlamelles. En outre, on utilise la longueur Δs_D pour apprécier la valeur du cisaillement du copeau discontinu.

4.3 Influence des conditions de coupe

L'influence de la vitesse de coupe, de l'avance et du centrage de l'outil sur la forme et la géométrie du copeau et sur la qualité de surface a été étudié avec du laiton de décolletage typique 59 B (voir chapitre 5.1.1). Des pièces standardisées de 30×6 mm ont été fabriquées sur le tour automatique PETERMANN 7-R avec les burins en métal dur décrits plus haut, la profondeur de coupe étant de $a = 2$ mm, et le moyen de refroidissement, l'huile de spermacéti. On peut voir dans la figure 15 qu'il faut généralement compter sur de longs copeaux lors d'avances atteignant environ 0,04 mm/t. La longueur des copeaux plus minces diminue à cause de la faiblesse de leur section, comme le montrent les micrographies. Le Ms 58, connu par sa faculté de produire des copeaux courts, donne des copeaux en colimaçons courts ou longs, lors d'une avance de 0,04 mm/t. Ces copeaux sont caractérisés par l'apparition de largeurs d'éléments et de distances de glissement très petites, mais encore mesurables, avec des fissures relativement courtes sur la face externe du copeau. Au-dessous de cette valeur d'avance, les lamelles de cisaillement pour toutes les vitesses de coupe examinées sont tellement minces qu'on pourrait les prendre pour des copeaux quasi continus.

Ce phénomène de copeaux continus peut s'expliquer d'une part par la grande rigidité à la flexion des outils employés, c'est-à-dire le rapport le plus favorable entre la fréquence de formation des copeaux et celle de l'outil, et d'autre part, pour ces avances, par de petites largeurs d'éléments et de refoulements λ souvent importants. La différence entre les valeurs Δs_F et Δs_D diminue, malgré le grand refoulement des copeaux, en raison du plus grand nombre de surfaces de cisaillement formées ; les très faibles entailles qui en résultent rendent improbable une désagrégation des copeaux. Lors d'avances plus importantes, il se produit des copeaux de cisaillement qui sont des fractions de copeaux hélicoïdaux d'une longueur maximum de

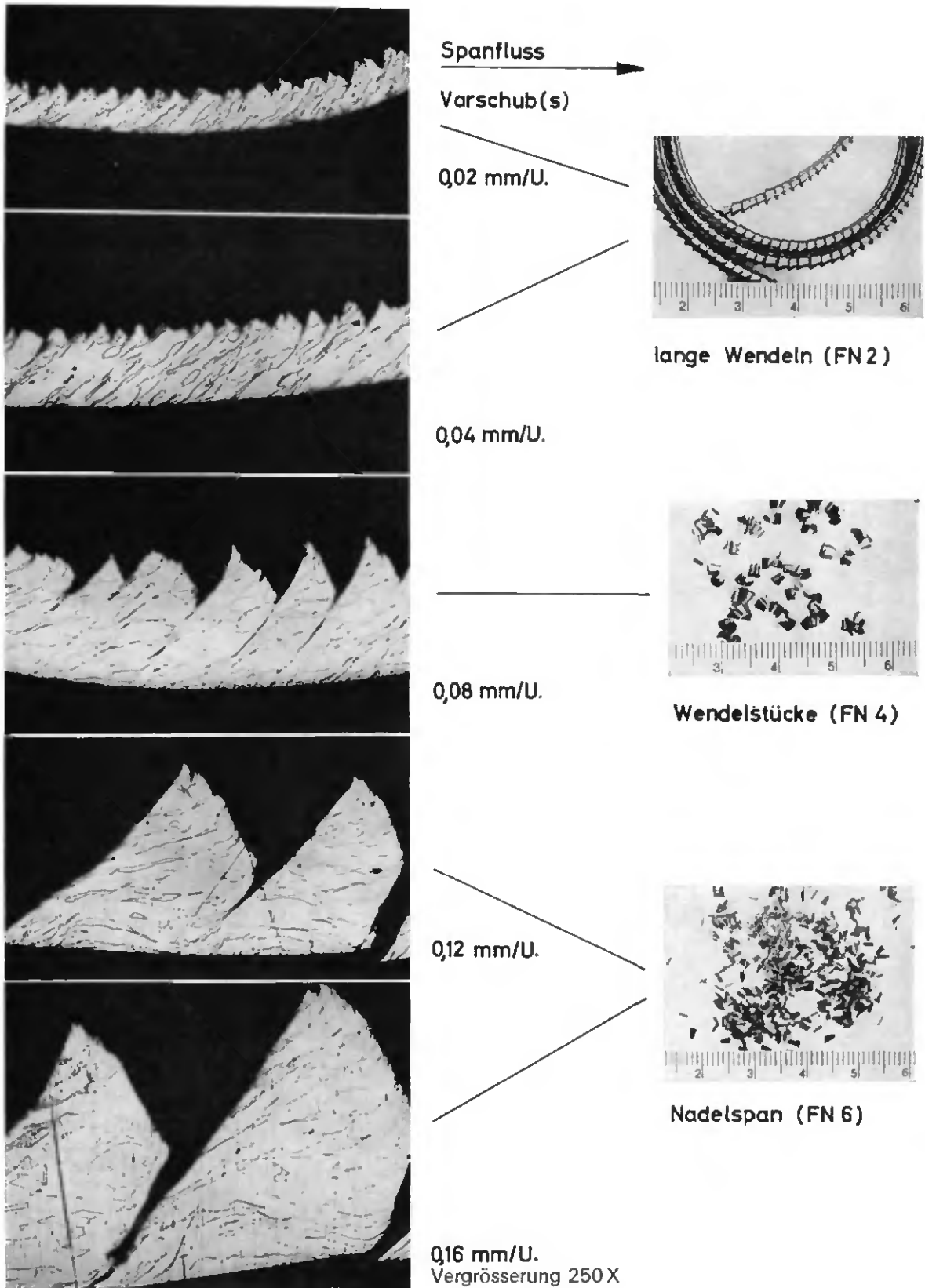


Fig. 15. Formes des copeaux d'un laiton 58 dur en fonction de l'avance pour une vitesse de coupe quelconque (jusqu'à 325 m/min).
 Lange Wendeln (FN 2) = colimaçon long; Wendelstücke (FN 4) = segments de colimaçon; Nadelspan (FN 6) = copeau aiguille ou de brochage.

3 mm; la largeur d'éléments a fortement augmenté, le refoulement a diminué.
 Les tableaux 4/I et II montrent que la formation

des copeaux et la qualité de surface sont fonction des conditions de coupe. La différence essentielle entre ces deux tableaux réside dans la position de

l'outil ; dans le premier cas, l'outil était centré ; dans le deuxième cas, il se trouvait à 0,2 mm au-dessous du centre. Une troisième série d'essais avec l'outil placé à 0,2 mm au-dessus du centre n'est pas représentée ici, car les résultats sont très mauvais et des marques de broutage se forment lors de la plupart des avances intéressantes. Les valeurs obtenues ont été mentionnées ci-dessus (figure 8). Lors d'avances de 0,12 et 0,16 mm/t., avec un burin centré (8 × 8 mm²), des marques de broutage et des copeaux aiguilles ont pu être parfois

observées. Quant l'outil est placé plus bas, ces phénomènes sont supprimés ; les copeaux deviennent en général plus longs et les copeaux aiguilles disparaissent. Excepté dans le cas des copeaux aiguilles, il se produit, lors d'une avance de 0,08 mm/t., un refoulement de copeaux λ minimum accompagné d'une rugosité longitudinale favorable par rapport au volume usiné. Santini [16] a observé une forte influence brise-copeaux lorsque l'outil est fortement décentré (— 0,5 mm). Cette influence n'a pas été confirmée ici. Pour une

Tableau 4/I Formation des copeaux du laiton pour barillets en fonction des conditions de coupe.
Outil : Métal dur K10 (8 × 8 mm²) L = 15 mm, centré (8 — 82 — 0 — 90 — 90)

v m/min	$s = h_1$ mm/t	h_2 mm	λ	Φ	\bar{b} mm	Forme du copeau	longitudinale	R_a μm	transversale
83	0,02	0,0245	1,22	30	0,013	3	0,09	0,13	
»	0,04	0,047	1,2	33	0,015	5	0,18	0,18	
»	0,08	0,084	1,05	31,5	0,037	5	0,28	0,60	
»	0,12	0,085	0,7	34	0,09	5	0,42	0,63 RM	
»	0,16	0,119	0,75	37	0,12	6	0,63	0,51 RM	
166	0,02	0,029	1,45	34	0,01	4	0,09	0,18	
»	0,04	0,054	1,6	38	0,019	4	0,16	0,22	
»	0,08	0,089	1,1	38	0,06	4-5	0,26	0,31	
»	0,12	0,159	1,3	38	0,09	6	0,46	0,64	
»	0,16	0,157	1,0	40	0,18	6	1,25	1,12 RM	
232	0,02	0,014	0,7	17,5	0,017	4	0,11	0,15	
»	0,04	0,058	1,45	41	0,027	3	0,14	0,24	
»	0,08	0,098	1,2	33	0,08	5	0,25	0,41	
»	0,12	0,186	1,55	28	0,115	5-6	0,40	0,48	
325	0,02	0,033	1,65	36	0,013	5	0,09	0,15	
»	0,04	0,055	1,4	36,5	0,026	3	0,15	0,3	
»	0,08	0,096	1,2	31	0,08	5	0,21	0,37	

L = porte-à-faux ; $s = h_1$ = avance (en mm/t) ; h_2 = épaisseur du copeau ; λ = refoulement du copeau ; \bar{b} = largeur moyenne des segments de copeau ; R_a = rugosité R_a ; RM = marques de broutage.

Tableau 4/II Formation des copeaux du laiton pour barillets en fonction des conditions de coupe.
Outil : Métal dur K10 (8 × 8 mm²) L = 15 mm, — 0,2 mm (8 — 82 — 0 — 90 — 90)

v m/min	$s = h_1$ mm/t	h_2 mm	λ	Φ	\bar{b} mm	Forme du copeau	longitudinale	R_a μm	transversale
83	0,02	0,022	1,1	29	0,009	3	0,05	0,09	
»	0,04	0,043	1,1	30	0,035	3	0,06	0,13	
»	0,08	0,077	0,96	31	0,055	5	0,07	0,13	
»	0,12	0,098	0,82	37	0,085	5	0,07	0,18	
»	0,16	0,108	0,68	37	0,11	5-6	0,18	0,30	
166	0,02	0,035	1,75	30	0,014	3	0,06	0,12	
»	0,04	0,053	1,3	33	0,055	5	0,12	0,2	
»	0,08	0,096	1,2	35,5	0,07	3	0,21	0,6	
»	0,12	0,119	1,0	35	0,16	5-6	0,52	0,54	
»	0,16	0,14	0,88	43,5	0,195	5-6	0,71	0,7	
232	0,02	0,035	1,75	32	0,018	4-5	0,06	0,12	
»	0,04	0,062	1,55	32	0,021	2	0,12	0,16	
»	0,08	0,092	1,15	33	0,075	3-4	0,20	0,34	
»	0,12	0,202	1,7	17	0,08	5-6	0,40	0,37	
325	0,02	0,038	1,9	35	0,058	4-5	0,08	0,33	
»	0,04	0,055	1,6	30	0,047	2	0,12	0,35	
»	0,08	0,087	1,1	33,5	0,075	3-4	0,14	0,33	

vitesse de coupe $v = 166$ m/min, correspondant à un nombre de tours de 5300 par minute, les copeaux continus (de longs colimaçons) sont réduits en fractions de copeaux ou en colimaçons courts du fait de la résonance du porte-outil. Dans le cas d'un outil se trouvant au-dessus du centre, il serait encore à remarquer que la rugosité transversale atteint des valeurs très élevées. La rugosité longitudinale est plus faible (lors de petites vitesses et de petites avances) que lorsque l'outil est centré. Les copeaux sont en général plus courts, mais les copeaux continus (0,04 mm/t.) ne sont toutefois pas influencés à 232 et à 325 m/min.

De ces recherches comparatives sur les conditions de coupes, on peut tirer les conclusions suivantes :

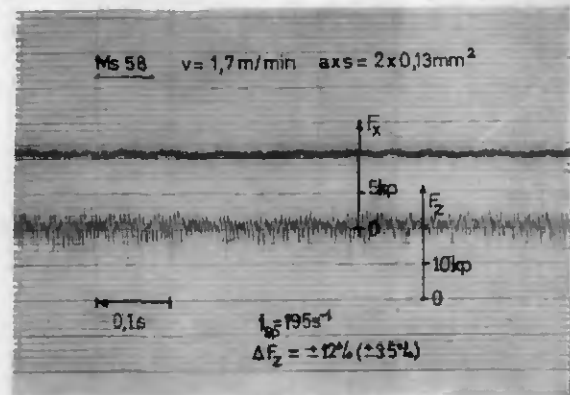
1. La position précise ou le centrage de l'outil jouent un rôle très important si l'on veut obtenir des résultats réguliers et établir une comparaison objective, car ils exercent leur influence sur la forme du copeau et la qualité de surface.
2. L'amélioration de la qualité de surface est possible avec un outil placé un peu au-dessous du centre ; cependant l'apparition de copeaux plus longs ne doit pas gêner.
3. Avec un burin un peu surélevé, il est possible de raccourcir légèrement le copeau, mais ce résultat est lié à une forte augmentation de la rugosité et à l'apparition plus précoce du brouillage.
4. L'avance la plus favorable relativement à la qualité de surface et au débit de coupe est de 0,08 mm/t.
5. La vitesse la plus avantageuse relativement à la qualité de surface et à la formation de copeaux courts se situe au-dessus de 300 m/min pour la coupe avec du métal dur.

Cependant, pour des raisons pratiques, une vitesse de coupe de 232 m/min a été choisie pour toutes les recherches suivantes, vitesse calculée pour un diamètre extérieur de 10 mm. Cette vitesse coïncide, dans le domaine de 20 à 200 Hz, avec les vibrations les plus faibles du tour automatique. A 325 m/min, correspondant à la vitesse de rotation

maximum du tour automatique, le comportement vibratoire est de nouveau défavorable et le refroidissement trop faible, de sorte que l'usure du tranchant est légèrement accélérée par les vibrations et l'action de la température.

4.4. Variations de l'effort de coupe et fréquence de formation du copeau

Les copeaux discontinus provoquent des variations de la force de coupe. Ces variations sont directement mesurables à de faibles vitesses ; à de plus grandes vitesses, elles se manifestent comme vibrations forcées de l'outil. Elles donnent lieu à une force perturbatrice de la formation des copeaux. Cette force est périodique et dépend du matériau employé ; elle peut être déterminée par plusieurs voies.



Détail mit grösserem Papiervorschub

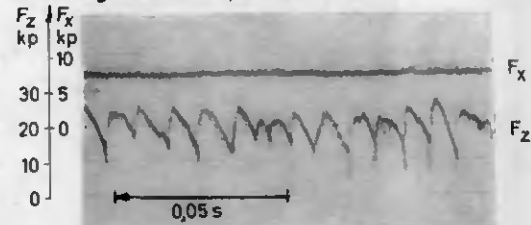


Fig. 16. Variations des efforts de coupe principal et d'avance. La formation de chaque élément de copeau donne lieu à une augmentation lente et une chute rapide de la force de coupe (image de détail). ΔF_z , premier chiffre : dû à la formation des éléments ; second chiffre : correspondant à la rupture du copeau.

Tableau 4/III Variations de l'effort de coupe lors de la formation des copeaux discontinus.

Matériau	Section du copeau mm ²	Fréquence de formation du copeau f_{sp} Hz	Force de coupe principale F_z kp	ΔF_z kp	$\pm \%$	Force de coupe d'avance F_x kp	ΔF_x kp	$\pm \%$
Ms58	2 x 0,095	190	18,75	6,25-10	16-26	11,75	0,5	2
Ms58	2 x 0,13	180	20,6	11,25-17,5	27-44	—	—	—
Ms60	2 x 0,095	120	21,3	1,9	4	5	0,5-1	5
Ms60	2 x 0,13	100	25,0	7,5-11,25	15-25	7	0,5-1	3,6-7,2

La **figure 16** montre des variations de la force de coupe principale et de la force d'avance, desquelles on peut facilement tirer la fréquence moyenne de la formation de segments de copeaux. D'après le **tableau 4/III**, les variations de la force de coupe principale du laiton Ms s'élève jusqu'à $\pm 44\%$ d'une force moyenne (d'autres valeurs seront données lors de la description des matières).

La force de coupe principale varie d'un facteur 3 pour le copeau fortement discontinu du laiton β [32].

La fréquence de formation du copeau est calculée à partir de la vitesse de coupe et la largeur moyenne de l'élément de copeau \bar{b} à l'aide de la relation géométrique suivante :

$$f_{Sp} = \frac{1000}{60} \cdot \frac{v}{b} \tan \Phi \left[\frac{m}{\text{min} \cdot \text{mm}} \cdot \frac{1000}{60} = \frac{1}{s} = \text{Hz} \right]$$

Pour les copeaux de la **figure 15**, on obtient en fonction de l'avance, pour un laiton Ms 58 moyen à angles de cisaillement Φ de 34 à 40° et à la vitesse de coupe $v = 166$ m/min, la fréquence de formation de copeaux suivante :

$s = h_1 = 0,04$ mm	$b = 0,019$ mm	$f_{Sp} = 104$ kHz
0,08	0,06	36
0,12	0,09	21,5
0,16	0,18	12,9

Le burin serré possède d'autre part la fréquence propre :

$$f_o = C \cdot \sqrt{\frac{E \cdot J}{m \cdot L^4}} \quad \text{où}$$

Werkstoff: Ms 58
v = 166 m/min

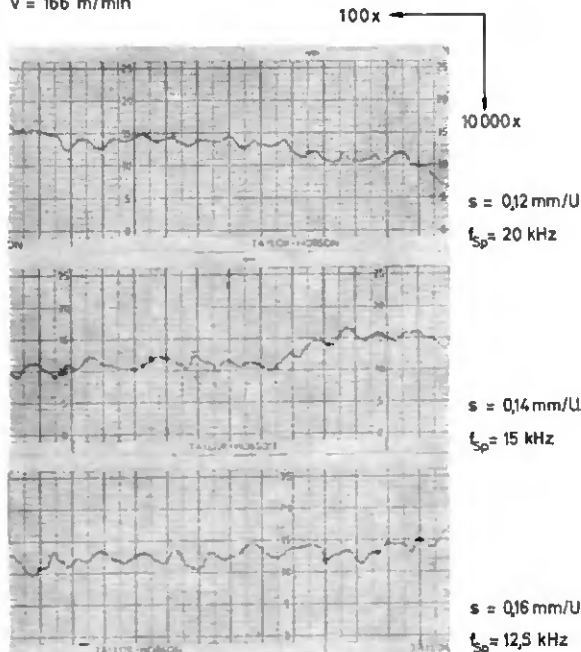


Fig. 17. Détermination de la fréquence de formation du copeau en connaissance de la rugosité longitudinale. Werkstoff : Ms 58 = matière : laiton 58.

$E \cdot J$ = Coefficient de rigidité à la flexion.

m = Masse de l'outil par unité de longueur.

L = Porte-à-faux.

C = Constante pour le mode de fixation, ici vissage, $C = 0,56$.

La vibration de flexion du burin à porte-à-faux minimum ($L = 15$ mm), de section 8×8 mm², est d'environ 13 kHz. Lors d'une avance de 0,16 mm/t, on remarque un fort broutage ainsi qu'un sifflement de l'outil à la fréquence de formation de copeaux de 12,9 kHz, mais il y a déjà excitation à partir d'une avance de 0,12 mm/t. Comme le

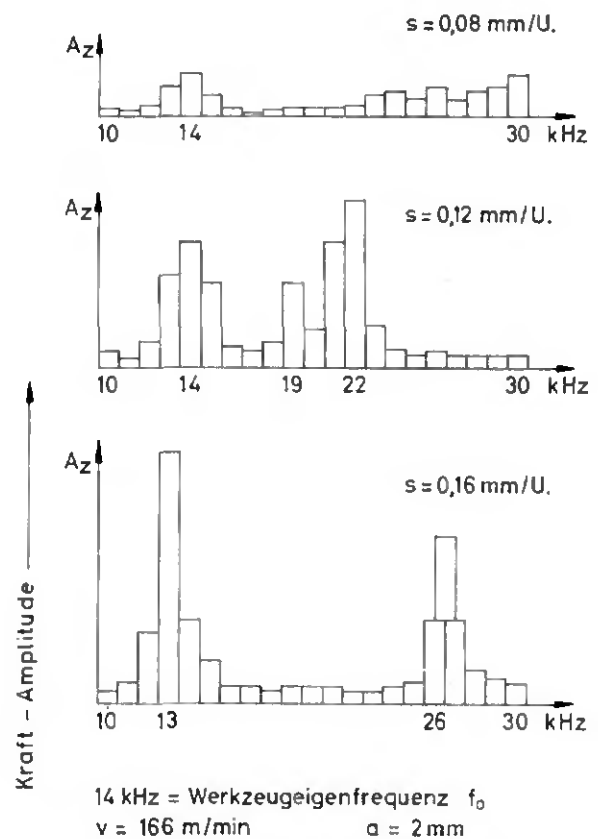


Fig. 18. Détermination de la fréquence propre de l'outil et de la fréquence de formation du copeau en fonction de l'avance en mesurant l'accélération verticale de l'outil. Kraftamplitude = amplitude de force; Werkzeugeigenfrequenz = fréquence propre de l'outil.

montre la formule, le porte-à-faux L du burin exerce une très forte influence ; c'est pourquoi il faut le choisir aussi court que possible. En outre, on a intérêt à augmenter le facteur $E \cdot J$ par le choix d'une section plus favorable et par un serrage très rigide [40]. Si l'on choisit en même temps une plus grande avance, le danger de résonance est évité.

Le copeau discontinu augmente la rugosité longitudinale sur les cylindres. Celle-ci résulte manifestement de l'effet combiné du refoulement périodique de la matière et de la flèche élastique de



$v = 1,7 \text{ m/min}$ $a \cdot s = 2 \cdot 0,13 \text{ mm}^2$

200x

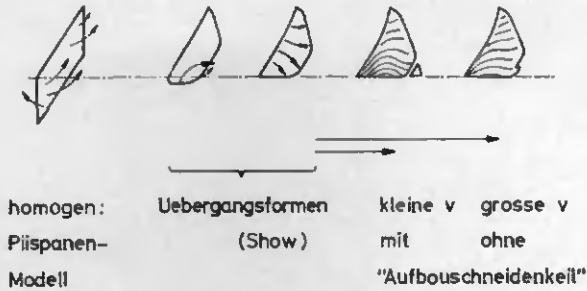


Fig. 19. Formation de fragments au copeau discontinu pour les vitesses de coupe très petites. Les flèches indiquent l'écoulement probable de la matière.
Uebergangsformen = formes de transition; *kleine/grosse v, mit/ohne Aufbauschnideckeil* = petite/grande v , avec/sans coin d'arêtes rapportées.

l'outil. Le nombre de marques par unité de longueur, multiplié par la distance de coupe par seconde, donne la fréquence recherchée (fig. 17).

Avec un analyseur de fréquence HEWLETT-PACKARD à bande étroite, ces fréquences de formation de copeaux allant jusqu'à 35 kHz (fréquence propre des accéléromètres) et les fréquences de résonance de l'outil ont été déterminées. Cela a permis de confirmer les valeurs calculées à partir des largeurs d'éléments de copeaux. En répétant les mesures avec des avances différentes des relations entre fréquence de formation du copeau discontinu d'un côté, vibrations et résonance de l'outil de l'autre, sont apparues. A la figure 18, lors d'une avance de 0,16 mm/t, la fréquence de formation de copeaux coïncide avec la fréquence propre de l'outil; c'est alors le broutage. La fréquence de formation de copeaux est d'ailleurs fonction des propriétés de l'alliage, en particulier de sa ductilité (voir chapitre 5.2.).

Lors du tournage à une très petite vitesse de coupe ($v = 1,7 \text{ m/min}$) un phénomène nouveau apparaît (fig. 19). De petits fragments de copeaux se sont formés entre certains segments. Il s'agit apparemment de ces fractions du copeau, qui ont subi le plus fort écrouissage, ce qui correspondrait à peu près au mécanisme concernant les matériaux fragiles indiqué à la figure 12a. Etant donné que les points représentent une forme semblable aux arêtes rapportées et que l'échauffement local nécessaire ou la pression existent, on pouvait se demander si

ces pièces fortement déformées n'allaient pas se souder à la pointe de l'outil. Ce phénomène n'a pas été observé, peut-être parce que la quantité de matière usinée était trop petite.

5. ÉTUDES SUR L'USINAGE DES MATÉRIAUX DE DÉCOLLETAGE

5.1. Essais sur le tour automatique

5.1.1. Laiton pour barillet servant de matériau de comparaison

La fabrication du tambour et du couvercle de barillet par tournage et taillage par génération pose des problèmes partiellement contradictoires. Il faut obtenir une résistance élevée et une dureté uniformément répartie sur le diamètre des barres; cependant, les tensions internes doivent être aussi faibles que possible. Un revenu s'avère impossible, car la ductilité accrue qui en résulte provoque des bavures et des arêtes rapportées lors du fraisage des dents. Quant aux irrégularités du finissage, elles sont réduites grâce à une grande homogénéité chimique, structurelle et mécanique du matériau. Le laiton « qualité barillet » contient $58,6 \pm 0,2\%$ Cu, $2,3 \pm 0,2\%$ Pb; la somme des impuretés est inférieure à 0,5%. Après filage et étirage, les barres sont homogénéisées et recristallisées à 550°C , puis étirées au diamètre final (ici 10 mm), redressées et coupées.

5.1.2. Influence du degré d'écrouissage et des traitements thermiques

Le laiton 58 « qualité barillet » fut étudié à trois degrés d'écrouissage et trois traitements thermiques quant à ses propriétés mécaniques et l'usinabilité. Les traitements à 250°C et 280°C correspondent à des recuits ménagés courants.

Une seule charge fut employée pour les essais. Sa composition est la suivante: Cu 58,4%; Pb 2,1%; Fe environ 0,2%; Al et Sn: traces. Contrairement à l'autre série d'essais, ces barres furent pressées sur la nouvelle presse à filer Loewy, de l'usine métallurgique Boillat S.A., Reconvilier, avec préchauffage inductif des billettes. Après le filage, le refroidissement se fit au jet d'eau. A part une dureté un peu plus élevée à l'état pressé, aucune différence importante ne put être constatée par rapport à l'ancien système de chauffage par convection et de filetage sur la presse de Rull.

Les valeurs déterminées pour les fins de filé sont réunies dans le tableau 5/I. Leur homogénéité est supérieure à celle des débuts de filé et permet une meilleure comparaison. Le matériau est défini en fonction de ses propriétés mécaniques dans la partie A du tableau.

Toutes les mesures de dureté Brinell (HB) furent effectuées sur la section des lopins à un millimètre du bord, avec un duromètre universel Briviscope (diamètre de la bille 1,25 mm, charge 15 kp [$= 10 \text{ d}^2$], 30 s).

Tableau 5/1

A. Laiton Ms 58 pour barillet
 Influence du degré d'érouissage (10-20-30% KV)
 et des traitements thermiques (WB : sans - 2 h
 250° C, 2 h 280° C, 2 h 400° C)
 Charge : normale, fins du filé

B. Géométrie du copeau, forces de coupe et qualité de surface
 Outil : Métal dur K 10, dynamomètre (8-82-0-90-90) $v = 232$ m/min $a = 2$ mm $s = 0,08$ mm/t.

VA = travail de déformation en mm · kp/mm², p_z = pression principale de coupe, p_x = pression d'avance de coupe, F_N = force normale, F_S = force de cisaillement.

KV	WB	HB	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_{10}	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$	ψ	$\frac{\sigma_B}{\delta_{10}}$	VA	h_2	λ	Φ	\bar{b}	p_z	p_x	F_N	F_S	R_{al}
10%	10%	10%	10%	10%	10%	10%	10%	10%	mmkp/mm ²	mm		mm	mm	kp/mm ²	kp/mm ²	kp	kp	μ m
10%	—	142	34,4	48,8	18,7	0,70	42	2,6	372	0,111	1,4	37	0,056	132	43	18,3	11,0	0,26
10%	250° C	128	30,4	48,4	22	0,62	43,5	2,2	402	0,104	1,3	37	0,045	131	44	18,3	12,5	0,24
10%	280	121	28,8	47,6	21,5	0,60	41,5	2,2	395	0,109	1,4	33,5	0,049	132	43	17,5	13,9	0,25
10%	400	110	25,2	46	25,5	0,55	42	1,8	427	0,121	1,5	35	0,052	132	37	17,0	14	0,19
20%	—	154	44	53,4	11	0,82	36,5	4,9	234	0,121	1,5	31	0,059	134	59	19,1	13,6	0,21
20%	250° C	138	35,4	51,4	17	0,69	41,5	3,0	339	0,130	1,6	35,5	0,058	136	50	19,2	13,1	0,23
20%	280	132	34	50,2	18	0,68	40,5	2,8	340	0,103	1,3	31,5	0,052	131	47	17,4	14,0	0,26
20%	400	107	21,2	44	28,7	0,48	45,5	1,5	464	0,121	1,5	34,5	0,048	129	37	17,2	12,7	0,16
30%	—	176	50	60,6	7,4	0,82	34	8,2	188	0,095	1,2	39	0,053	133	58	20,5	10,7	0,24
30%	250° C	163	44,5	57,5	12,5	0,77	38,5	4,6	279	0,085	1,1	36	0,044	138	56	20,2	12,6	0,21
30%	280	154	42,5	56,8	13	0,75	40	4,4	309	0,089	1,1	39	0,055	137	55	20,6	11,5	0,25
30%	400	100	21,6	44,4	31,5	0,48	48	1,4	497	0,104	1,3	38	0,084	129	36	17,2	12,7	0,20

Les essais de traction furent effectués sur une machine mécanique et électronique INSTRON TTCM-L d'une charge maximale de 5 Mp. Pour la déformation élastique, la vitesse de déformation choisie fut de 5 mm/min, et de 10 mm/min en domaine plastique. Sauf pour les mesures de la limite élastique conventionnelle ($\sigma_{0,2}$), pour lesquelles on utilise un extensomètre ($l_0 = 50$ mm), les dimensions des éprouvettes correspondaient aux normes DIN 50 125 (A8 × 80), c'est-à-dire diamètre de l'éprouvette $d_0 = 8$ mm, amincies au maximum de 0,5%, et longueur de mesure $l_0 = 10 d_0 = 80$ mm. L'allongement à la rupture et la striction furent mesurés sur les éprouvettes rompues. Dans ce cas de la qualité « barillet », la dureté Brinell, la limite élastique conventionnelle et la résistance à la traction (σ_B) ont un comportement parallèles. Il arrive cependant souvent en pratique que les duretés, par exemple pour un traitement de 2 heures à 250° C, ne révèlent que peu ou pas de différences entre elles, ou comparativement aux matériaux non détendus ; elles ne sauraient donc former un critère de jugement. Les résultats rassemblés ci-après, dont les valeurs sont bien définies, s'obtiennent aisément pour un matériau précis, mais ne sont plus valables dans le cadre des tolérances chimiques et technologiques des matériaux usuels de décolletage.

Le traitement thermique à 400° C a été choisi pour provoquer la formation d'arêtes rapportées.

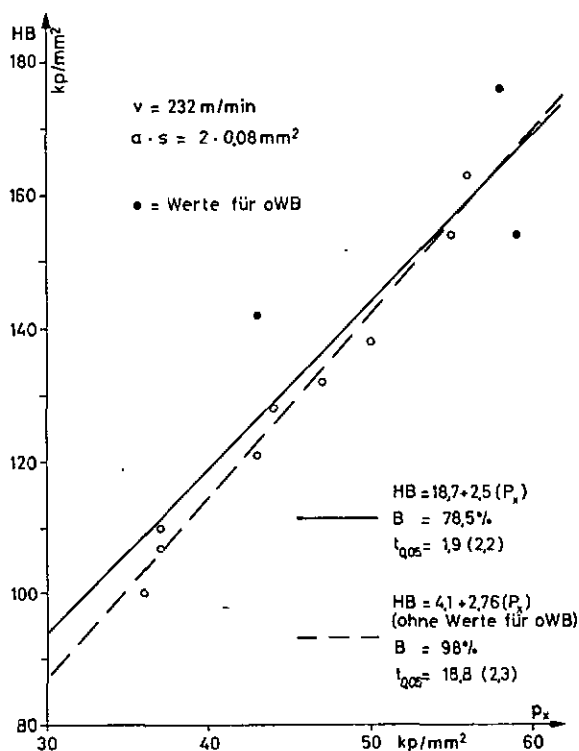


Fig. 20. Corrélation entre la dureté Brinell (HB) et la pression de coupe d'avance (p_x) pour des tringles en laiton 58.

B = degré de sûreté de la corrélation, $t_{0,05}$ = coefficient statistique de sécurité d'après Student pour une probabilité de 95 %.

(ohne) Werte für « oWB » = (sans) les valeurs « non détendu ».

Le phénomène ne fut pas obtenu en laboratoire, probablement en raison de la faible quantité de matériau employée, de la lubrification et du refroidissement plus efficace. Cette température correspond à la fin de la chute de la dureté et la résistance à la traction.

Le rapport $\sigma_{0,2}/\sigma_B$, souvent employé en Allemagne pour mesurer l'écroissage, est confronté ici avec la formation des copeaux. On peut le comparer partiellement avec le travail qui se fait lors d'un essai de traction, jusqu'à ce qu'il y ait rupture. Une sensibilité trop faible ne le désigne pas pour jouer un rôle dans le choix d'un alliage de décolletage. Les « bonnes » valeurs se situent autour de 0,80, les « mauvaises » légèrement au-dessus ou au-dessous.

La striction au point de rupture ψ caractérise la ductilité du métal ; elle définit par conséquent la tendance à la formation de longs copeaux. Elle est beaucoup plus influencée par les traitements (et la teneur en cuivre) que par le degré d'écroissage.

Un chapitre spécial est réservé à l'étude du **travail de déformation spécifique** (VA) et du rapport σ_B/δ_{10} .

Les résultats obtenus lors de l'usinage sur un tour automatique de décolletage sont rassemblés dans la partie B du tableau. La forme du copeau désignée par h_p , Φ , \bar{b} , (voir fig. 14) n'est que peu influencée par l'écroissage et les traitements thermiques. Le refoulement du copeau λ ne subit pas cette influence, même si la ductilité augmente. La force de coupe principale spécifique (p_x) ne dépend que de manière insignifiante des caractéristiques mécaniques. Au contraire, la force d'avance spécifique (p_z), rapportée à un copeau de $2 \times 0,08 \text{ mm}^2$ et une vitesse de coupe de 232 m/min, présente des différences pouvant atteindre jusqu'à 12% de la force d'avance moyenne. Ces différences sont liées à l'écroissage et aux traitements thermiques, ou aux propriétés mécaniques qui en découlent. On peut s'attendre à trouver une proportionnalité entre la pression de coupe dans la direction d'avance p_x et une dureté (HB) déterminée dans la zone de coupe. Cette supposition est confirmée à la figure 20. D'après l'analyse de régression, la variation de la force de coupe d'avance est déterminée dans une proportion de 78,5% par l'augmentation de la dureté pour les douze valeurs. Les trois valeurs des barres non détendues (oWB) s'écartent sensiblement de la droite de régression. Pour ces essais, on peut admettre que les tensions internes sont susceptibles de fausser non seulement la dureté, mais aussi la mesure des pressions de coupe [42, 43]. Abstraction faite de ces valeurs incertaines, on obtient une excellente corrélation, dont le degré de sécurité est de 98% (!) ; $t_{0,05}$ atteint la valeur 18,8 (valeur limite : 2,3).

Une relation semblable fut recherchée pour la résistance à la traction (σ_B). En général, les essais de traction donnent des résultats plus sûrs que la mesure de la dureté, mais dans le cas qui nous occupe, seule entre en considération une faible partie du volume effectivement usiné. La couche

superficielle (env. 1 mm) des barres, qui est la partie la plus dure et la plus susceptible de créer des variations importantes, fut tournée sur des éprouvettes normales. Les essais de coupe sur les barres de 10 mm furent effectués sur les deux millimètres extérieurs du rayon, les essais de traction sur les quatre millimètres intérieurs. Il a été tenu compte des valeurs oWB, puisqu'elles ne varient que peu pour les raisons déjà mentionnées. La corrélation résistance à la traction/force d'avance spécifique est représentée par la figure 21. On voit que le coefficient de sécurité atteint 92,5% et que la valeur de $t_{0,05}$ est de 11,1 (tableau 2,2).

La force d'avance inhérente au matériau peut être prédite pour les différents états de la matière envisagée à partir de la dureté et de la résistance à la traction, et ceci avec la sécurité décrite au paragraphe précédent. Les tables suivantes montrent à quel point elle dépend de la composition chimique, du degré d'écroissage et du traitement thermique. Les essais préliminaires ont montré qu'elle peut être employée comme indice d'usabilité, par exemple pour juger approximativement la durée de coupe. Les essais de tournage frontal le confirmeront (chapitre 6).

La rugosité longitudinale (R_{01}) est très peu influencée, sauf par le traitement thermique à 400°C, où les plus petites pressions et variations de l'effort de coupe donnent lieu à des valeurs R_a minima.

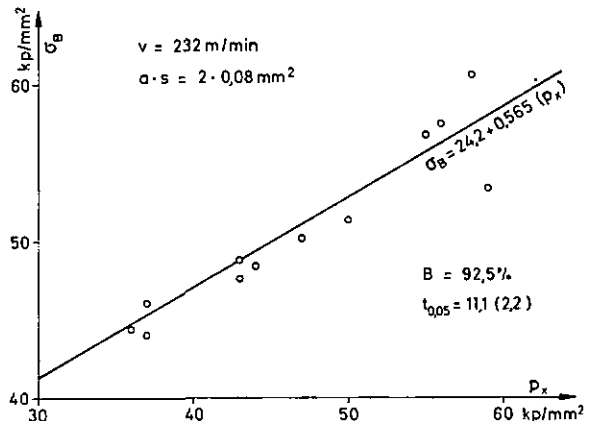


Fig. 21. Corrélation entre la résistance à la traction (σ_B) et la pression de coupe d'avance (p_x) pour des tringles en laiton 58.

5.1.3. Influence de la composition chimique

Le tableau 5/II montre les résultats de la comparaison entre le laiton « qualité barillet », étudié dans les chapitres précédents, et des laitons courants, ainsi que d'un maillechort de décolletage. Les six alliages sont fabriqués de la même manière que la « qualité barillet ». Les quatre laitons correspondent à peu près aux alliages de décolletage d'Allemagne (58A), Suisse (59A), d'Angleterre et

Tableau 5/II

Influence de la composition chimique de cinq laitons et d'un maillechort de décolletage
 Degré d'écroutissage constant: 25%, avec passe et recuite d'homogénéisation, charge: normale

Des.	Cu	Pb	Div.	β	HB	$\bar{\sigma}_{0,2}^{-2}$	$\bar{\sigma}_B^{-2}$	δ_{10}^{-2}	δ_{10}^{-2}	ψ	$\bar{\sigma}_B^{-2}$	VA	$\frac{\sigma_B}{\delta_{10}}$	Φ	h_2	λ	b	P_z^{-2}	P_x^{-2}	F_N	F_S	R_{al}
	%	%	%	%	kpm	kpm	kpm	%	%	%	kpm	$\frac{mmkp}{mm^2}$	$\frac{mmkp}{mm^2}$	°	mm	mm	mm	kpm	kpm	kp	kp	μm
Ms59B	58,5	2,2	0,2	22	162	45,6	59,0	5,0	7,2-5	38	0,79	220	8	39°	0,08	1,0	0,055	130	69	22,3	7,5	0,17
58A	58,1	2,3	0,1	31	167	45,5	57	7,5	9,2	35,5	0,80	216	6(7,5)	38	0,087	1,1	0,062	129	68	21,3	9,5	0,19
59A	59,0	2,4	0,15	20	162	45,5	57	8,2	10,0	43	0,80	216	6(7)	36	0,084	1,05	0,073	131	58	19,7	11,6	0,27
60A	60,2	2,3	0,16	4	146	41,0	49	7,5	7,5	52	0,84	184*	6,5	24	0,14	1,75	0,094	125	32,5	12,9	16,1	0,35
61A	61,0	3,1	0,27	Fe 2,5 Sn	140	38,3	46,5	7,5	8,2	46,5	0,83	188*	5,5(6)	15,5	0,15	1,9	0,112	119	32,5	10,1	16,9	0,44
Ns47A	47,4	2,3	10,1	Ni 26	190	53,2	66,5	5	6,5	24,5	0,85	226	10	36	0,085	1,06	0,072	130	78	22,4	9,5	0,24

* déterminé à l'allongement de rupture

de France (60A), ainsi que de Belgique et d'Amérique (61A). On sait que la dureté, la limite élastique et la résistance à la traction diminuent lorsque la teneur en cuivre augmente. Les caractéristiques mécaniques furent déterminées après la fabrication (avril 1961) et après les essais d'usage (avril 1964). L'augmentation significative de l'allongement à la rupture est due à un vieillissement à la température ambiante. Cette dernière n'a pas un effet aussi marqué que sur les produits laminés. Les valeurs de la résistance à la traction sont restées pratiquement constantes après trois ans. L'allongement a augmenté à peu près proportionnellement au pourcentage de la phase β (pourcentage de surface déterminé métallographiquement sur deux échantillons):

teneur en β	$\Delta\delta_{10}$ (en trois ans)
2,5%	+ 9% (ev. faussé à la mesure d'allongement)
4	\pm 0
8-11	+ 3
16-18	+ 19
20	+ 22
22	+ 45-50 (ev. faussé à la mesure d'allongement)
26	+ 30
31	+ 23

Ce vieillissement peut avoir plusieurs causes:

- Une réaction de réarrangement rapproché dans la phase α , facilitée par un fort degré d'écroutissage et dépendant de la teneur en zinc, qui correspond à l'augmentation de dureté ΔHV_1 décrite par Erdmann-Jesnitz [76].
- Retransformation d'une martensite d'écroutissage (trouvée par Massalski et Barrett) en phase β [80]. Ce phénomène a aussi été mis en évidence par Hornbogen [81].
- Pour les valeurs étudiées (table 5/I: 30% écr., 250° C), les matériaux moyennement déformés subissent un ramollissement normal, ainsi qu'une diminution de la résistance à la traction et une augmentation de l'allongement. A la température ambiante, on constata seulement une augmentation de l'allongement.

Dans le laiton (α - β) la diffraction de rayons X a montré que le revcnu de la phase β se produit à une température plus basse que celui de la phase α , c'est-à-dire entre 280° et 310° C au lieu de plus de 310° C.

Ce vieillissement est étudié cinétiquement dans le chapitre « Contraintes résiduelles ».

Les valeurs d'allongement du 60A et du 61A ont tendance à être plus faibles que l'on ne pourrait s'y attendre, sans qu'il soit possible d'expliquer ce phénomène.

La striction ψ est assez sensible à la composition chimique, en particulier à la teneur en cuivre. D'autres relations existent.

Si sa valeur est élevée, on peut s'attendre à la formation de longs copeaux. Ce phénomène est dû à une meilleure cohésion des segments des copeaux. La seule valeur qui n'augmente pas avec l'accroissement de la teneur en cuivre (46,5% pour le 61A)

est influencée par une teneur relativement élevée en plomb et en impuretés.

Le rapport $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ doit, ici aussi, être écarté : les différences trop faibles et les valeurs trop élevées de l'alliage 60A et du 61A, n'en font pas une bonne base de comparaison.

L'angle de cisaillement ϕ diminue fortement lorsque la teneur en cuivre augmente : l'épaisseur, la largeur des éléments et le refoulement des copeaux gagnent notablement en importance. Parallèlement au fort refoulement et à la grandeur des éléments, la rugosité longitudinale R_{al} de la pièce s'accroît considérablement.

Les longs copeaux en colimaçon obtenus avec les laitons 60A et 61A ne sont pas des copeaux continus, mais des copeaux de cisaillement fortement refoulés, qui, en raison de la ductilité élevée (par exemple ψ), sont accolés par de nombreux segments et créent une plus forte rugosité. Les valeurs obtenues jusqu'ici pour le maillechort Ns 47 A, montrent que cet alliage, nettement différent du point de vue chimique, peut fort bien prendre place entre les laitons 58A et 59A. Ceci signifie que le coefficient proposé par Guillet (titre fictif), soit 1% Ni \approx 1,1% Cu, s'applique non seulement au point de vue métallographique, mais aussi sur le plan de l'usinage.

Il ressort aussi de cette série de résultats une force de coupe principale spécifique pratiquement constante. Des pressions de coupe nettement plus faibles ($p_z = 119 \text{ kp/mm}^2$) ne sont enregistrées que pour le laiton 61A et la qualité barillet allemande, qui contiennent chacun 3% de plomb. La force d'avance spécifique p_x et la force normale F_N sur la face de cisaillement diminuent notablement avec la dureté. Une augmentation de la teneur en cuivre, donc de la ductilité, occasionne un accroissement de la force de cisaillement atteignant au moins le double de la valeur minimum, ce qui augmente, comme déjà démontré, le refoulement et la rugosité.

5.1.4. Influence des impuretés

Afin de pouvoir étudier leur influence sur la tenue de coupe des outils, des impuretés furent ajoutées artificiellement à un laiton « pur » pour barillet. Ce dernier avait une trop grande ductilité et un trop petit effet d'usure par rapport aux alliages contenant un taux d'impuretés identique à celui qu'on rencontre dans la pratique. Les métaux alliés occasionnèrent en général un accroissement de la résistance mécanique qui n'a pas varié durant les quatre ans de stockage du métal.

(Tableau 5/III). L'augmentation de l'allongement à la rupture due à l'entreposage à la température ambiante fut plus faible que pour d'autres alliages. En particulier, il semble que la présence de 1% de fer supprime le vieillissement. On constata que des additions de fer font obtenir une structure plus fine, ce qui est connu dans la pratique. Un léger accroissement de la dureté et de la résistance mécanique du laiton fut observé pour des teneurs en étain relativement faibles. Ce phénomène se manifesta par une striction réduite, et en pratique ou

Tableau 5/III Influence d'impuretés dans le laiton pour barillets, débuts du filé
Degré d'écroutissage: 30%, charge: métal neuf

KG = grandeur moyenne des grains

N°	Cu %	Pb %	Addition %	KG μm	β %	HV	$\sigma_{0,2}$ kp/mm^2	σ_B kp/mm^2	δ_{10} IV/64	δ_{10} IV/60 $\frac{\text{IV}}{\text{IV}}$	ψ %	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$	VA $\frac{\text{mmkp}}{\text{mm}^3}$	σ_B/δ_{10}	ϕ	h_2 mm	λ	\bar{b} mm	p_z kp/mm^2	p_x	F_N kp	F_S kp	R_{al} μm
152	58,5	2,3	0,7	15	16-18	183	48	61	7,5-9,0	6,3	42	0,79	177	7,4/9,7	45°	0,092	1,15	0,049	133	55	21,5	8,8	0,14
153	58,9	2,0	1,0	15	8-11	185	49,5	61	6,5	6,3	39	0,81	138	9,4/9,7	39	0,101	1,25	0,033	133	59	20,7	10,5	0,15
154	58,9	2,1	0,25	35	13-16	183	48,8	60	7,8-8,8	7,5	34,5	0,82	193	7,3/8,0	32	0,074	0,9	0,078	135	57	19,1	13,4	0,17
155	58,9	2,1	0,5	30	11-14	190	50	63,5	6,4	5	30,2	0,80	161	10/12,7	38,5	0,09	1,1	0,049	140	58	21,1	11,9	0,14
156E	58,8	2,3	0,6	25	10-13	173	47	60	7,5-8,8	6,3	43	0,80	192	7,4/9,5	35,5	0,091	1,15	0,072	133	51	18,8	12,6	0,16
158	58,8	2,3	0,2-5	35	12-15	180	44	58	8,8-10,3	7,5	39	0,77	227	6,1/7,7	44,5	0,088	1,1	0,057	135	54	21,1	9,4	0,14

Tableau 5/IV

Laitons allemands, qualité normale et qualité pour barillet, coulée continue, teneurs élevées en impuretés, degré d'écroutissage ~ 20% (FA + FE au moins 30%), début et fin du filé

NA, NE : qualité normale, début et fin du filé
FA, FE : qualité pour barillet, début et fin du filé

Désign.	Cu %	Pb %	Fe %	Sn %	β %	HV	$\sigma_{0,2}$ kp/mm ²	σ_B kp/mm ²	δ_{10} %	ψ %	$\frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_B}$	VA mmkp/mm ³	$\frac{\sigma_B}{\delta_{10}}$	Φ	h_2 mm	λ	\bar{b} mm	P_z kp/mm ²	P_x kp	F_N kp	F_S kp	R_{al} μ m
NA	57,4	3,0	0,19	0,24	47	167	44,5	57,5	11,2	31,5	0,78	238	5,1	43,5	0,072	0,9	0,063	117	75	21,6	5,3	0,17
NE	57,8	2,7	0,17	0,23	42	172	41	54,5	11	19,5	0,76	241	5,0	41°	0,089	1,1	0,066	119	63	20,1	7,8	0,13
FA	57,7	2,8	0,18	0,20	31	192	>50	64	8,7	32,0	0,8	230	7,4	41,5	0,073	0,9	0,054	116	73	21,0	6,2	0,15
FE	57,7	2,8	0,17	0,21	32	204	>50	63,5	8,7	35,0	0,8	215	7,3	46,5	0,076	0,95	0,054	119	71	21,7	4,9	0,13
59B	58,5	2,2	0,2	Fe+Sn	22	183	45,6	59	7,5	38,0	0,79	220	8	39	0,08	1,0	0,055	130	69	22,3	7,5	0,17

lors des essais préliminaires avec des burins en acier rapide par une tenue de coupe réduite.

Un phénomène semblable à celui de la formation de pellicules lors de l'usinage sans enlèvement de copeaux de matériaux trop laminés, fut observé lors de l'essai de traction. Des copeaux en forme de lentilles jaillirent sous les dents des mâchoires du dispositif de traction, aussi bien pour les laitons contenant des impuretés que pour ceux à haute teneur de β et présentant un degré d'écroutissage élevé. Ceci explique les sauts de charge visibles sur le diagramme. A l'usinage, ces alliages donnèrent des copeaux aiguilles (note 6) et de très bonnes surfaces. La géométrie du copeau et les forces de coupe de toute la série diffèrent peu de celles de la qualité barillet d'une charge normale, avec les impuretés qu'elle comporte et pour un degré d'écroutissage identique. Ceci signifie que l'on obtient des résultats semblables avec un matériau de départ vierge, auquel on ajoute artificiellement un taux d'impuretés légèrement plus élevé que dans une charge normale. Les résultats sont les suivants : degré de refoulement moindre et petits copeaux, sans tenir compte cependant de l'augmentation de l'usure, qui fait l'objet d'un alinéa spécial.

De faibles additions de nickel augmentèrent notablement la ductilité, ce qui se manifesta dans la striction, la force de cisaillement et la largeur d'éléments des copeaux. L'étain, qui intensifie la fragilité, fut le seul élément susceptible d'augmenter la force de coupe principale, pourtant peu sensible, et — comme lors d'une forte teneur en fer — la force d'avance. La décomposition de la force de coupe en F_N et F_S donna, dans cette série d'essais, peu de données utilisables, probablement à cause de la détermination incertaine de l'angle de cisaillement.

5.1.5. Influence du procédé de coulée (Tableau 5/IV)

Ce groupe de matériaux sert à la comparaison des coulées en coquille et des coulées continues. Il s'agissait de confronter le laiton Ms 58, courant en Allemagne et la qualité barillet qui en est dérivée, avec les produits suisses correspondants. De la coulée continue, on attend une structure homogène et fine, ainsi qu'une répartition favorable du plomb, finement dispersée. La structure et le comportement du produit semi-ouvré devaient permettre d'observer des différences entre les débuts et les fins de filé.

La teneur en cuivre, à la tolérance inférieure du laiton Ms 58, donne une forte proportion de β . Cette dernière se trouve peu transformée, en structure de coulée, dans les barres, sauf dans la fin de filé de la qualité barillet (FE). La teneur en plomb à la limite supérieure (~ 3%) facilite la formation des copeaux.

En outre, des teneurs en impuretés supérieures à celles des matériaux de comparaison agissent aussi comme brise-copeaux, mais provoquent une plus grande usure, notamment des outils de forme uti-

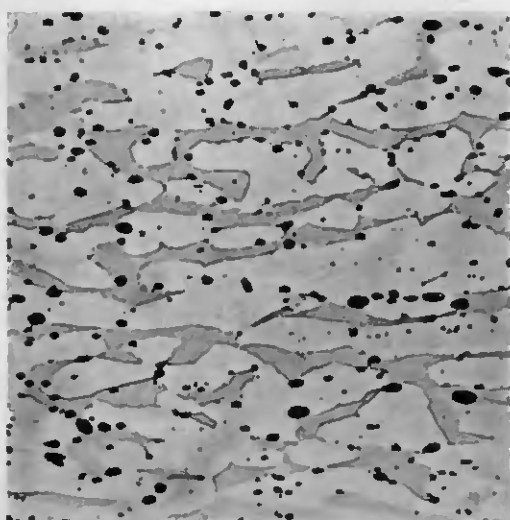
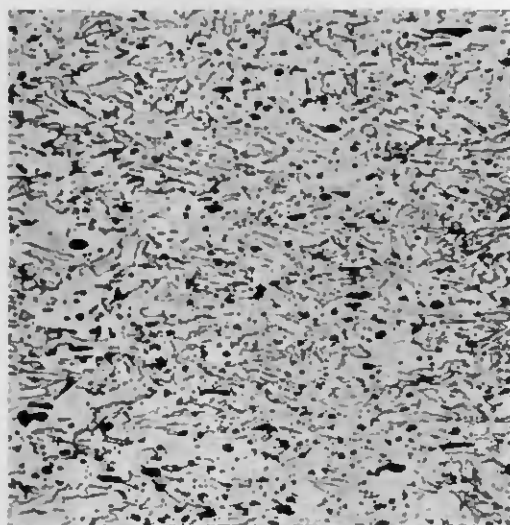
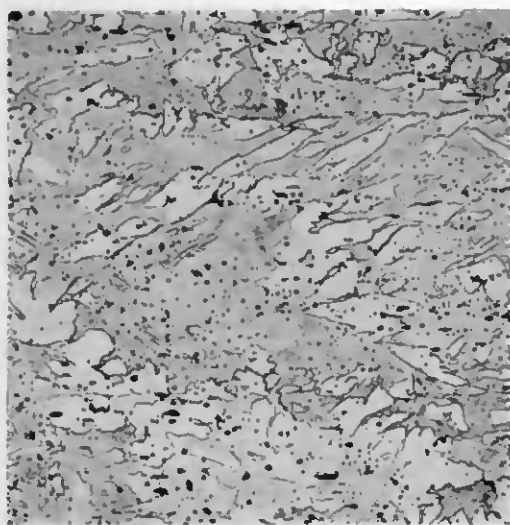


Fig. 22. Coupe métallographique de laiton 58 de provenance allemande et suisse (surfaces foncées = phase β). a) Ms 88 qualité ordinaire (Allemagne), début de filage (NA) teneur en $\beta > 45\%$, structure de fonte à grandes surfaces; b) Ms 88 qualité barillet (Allemagne), fin de filage (FE), teneur en phase $\beta > 30\%$, finement répartie, mais non orientée; c) Ms 88 qualité barillet (Suisse), début de filage (59B) teneur en phase $\beta \sim 20\%$, structure alignée régulière.

a)

b)

c)

lisés communément sur les tours automatiques INDEX. Aucune donnée sur le procédé de fabrication n'était obtenue du fabricant. On peut déduire les points suivants à partir des caractéristiques mécaniques : la qualité normale (NA + NE) fut écrouie une fois à environ 20%, la qualité barillet deux fois avec une recristallisation intermédiaire, le second écrouissage atteignant au minimum 30%, ce qui explique la résistance relativement haute de FA et de FE. L'allongement à la rupture δ_{10} a certainement augmenté d'environ 50% durant les trois ans séparant la fabrication des opérations de mesurage; très probablement ce phénomène est dû aux processus de restauration dans la phase β .

Chacun des quatre matériaux a donné des copeaux aiguilles formés d'un ou de plusieurs segments. Le refoulement du copeau fut insignifiant et les éléments de copeaux relativement petits. La force de coupe résultante s'orienta plutôt dans la direction de la force d'avance, qui montra ici des valeurs plus élevées. Les composantes de la force de cisaillement se rapetissèrent en raison des fortes teneurs en plomb et en phase β , les forces normales restant pratiquement les mêmes. Des différences de composition (dans la limite de tolérance) et de fortes influences dues au filage eurent un effet si prononcé sur le matériau de provenance allemande qu'une comparaison des procédés de coulée échoua.

Le début du filé révélait ici une dispersion favorable du plomb, mais il dominait les grandes surfaces de β à peine écrouies dans un fond de structure de coulée aciculaire. C'est pourquoi la formation d'arêtes rapportées apparaissait à l'usinage sans lubrification (ramollissement dû à l'échauffement de frottement). En cas d'usinage avec lubrifiant (plus grande dureté à la température ambiante), de l'autre côté on remarquait une plus grande usure de l'outil.

La figure 22 (a-c) permet de comparer les photographies des structures inhabituelles de la qualité allemande courante et « barillet », sans influence visible d'un écrouissage avec la structure habituelle allongée en ligne (due à l'étrépage) d'un laiton moyen Ms 88 (avec faible pourcentage de β).

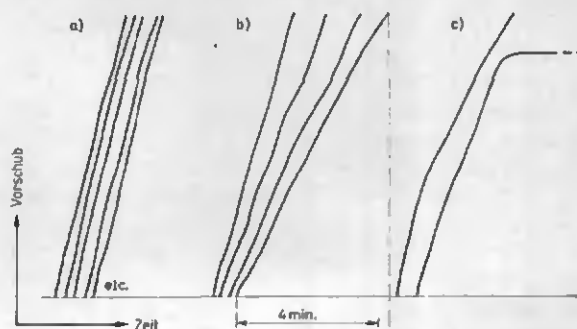


Fig. 23. Courbes typiques de l'essai rapide de la machine de Bonnelance.

a) matériaux mous (riches en cuivre, recuits) avec « usinabilité » bonne et régulière; b) diminution lente du débit de coupe causée par une usure de frottement (inclusions dures, duretés élevées); c) refus de l'arête de coupe causé par formation d'une arête rapportée.

Vorschub = avance; Zeit = temps.

Tableau 5/V

Fréquence de formation des copeaux et variations de la force de coupe principale de divers laitons et d'un maillechort de décolletage en fonction de leur composition chimique et leur fabrication. SCHAUBLIN 120: $v = 1,7$ m/min, $a \times s = 2 \times 0,13$ mm², dynamomètre, K 10 (8-82-0-90-90°)

Désignation	Paramètre probable	Tab.	f_{Sp}	FN	R_{al}	p_z	Δp_z	Remarques
			Hz		$(2 \times 0,08)$ mm ²	kp/mm ²	±% (Max)	
Ms 58A	25 % KV, Cu	5/II	195	5	0,19	129	11,5-14 (35)	avec augm. de la teneur en Cu: — dim. de la fréquence de formation des copeaux — augm. du refoulement, de la grosseur des segments et de la rugosité longitudinale
59B	25 % KV, Cu		195	5	0,17	130	10 -15 (30)	
59A	25 % KV, Cu		192	5	0,27	131	12,5-17 (34)	
60A	25 % KV, Cu		110	2	0,35	125	9 -16 (32)	
61A	25 % KV, Cu		105	2	0,44	119	8 -16 (29)	
Ns 47A	25 % KV, Ni		220	6	0,24	130	17 -20 (41)	
Ms 58NA	~20% KV, β ~45%, Pb	5/IV	198	6	0,17	117	-20 (37)	fragilité élevée } teneurs élevées (très élevée) } en Pb et en β
NE	20% KV, 45% Pb		198	6	0,14	119	12,5-20 (47)	
FA	~30% KV, β ~30%, KG		218	6	0,16	116	15 -20,5 (36)	
FE	30% KV, 30% KG		248	6	0,15	119	16 (36)	
Ms 59B	10% KV, oWB	5/I	150	2	0,26	132	10,5-12,5 (14)	écrouissage plus élevé augmente f_{Sp} température de traitement th. plus élevée abaisse f_{Sp}
59B	20% KV, oWB		160	3	0,21	134	8,5-14 (21)	
59B	30% KV, oWB		185	5	0,24	133	8,5-12,5 (26)	
59B	30% KV, 2h 250°		195	5	0,21	138	6,2-12,5 (23)	
59B	30% KV, 2h 280°		175	4	0,25	137	8,2-12,5 (27)	
59B	30% KV, 2h 400°		150	3	0,20	129	8,5-19 (32)	
152	30% KV, 0,7 % Fe	5/III	178	5	0,20	133	11 -13 (24)	addition de fer affine le grain Sn accélère l'écrouissage
153	30% KV, 1,0 % Fe		162	5	0,23	133	11 -13 (24)	
154	30% KV, 0,25% Sn		195	6	0,17	135	9 -13,5 (25)	
155	30% KV, 0,5 % Sn		215	6	0,15	140	9 -11,5 (25)	

5.2. Variation de l'effort de coupe et fréquence de formation de copeaux des matériaux examinés

Le capteur et les instruments d'enregistrement (voir fig. 2) étant trop lents, les essais décrits au paragraphe 4.4. furent faits sur un tour SCHAUBLIN 120, à une vitesse de coupe de 1,7 m/min. Le tableau 5/V donne les résultats caractéristiques et leurs paramètres, ainsi que les déductions qui peuvent être faites. Ainsi que la figure 16 le montrait, les variations rapides de la force d'avance sont beaucoup plus petites que celles de la force de coupe principale; elles sont par conséquent négligées ici.

Il résulte de cette étude que les variations de la force de coupe principale diffèrent peu d'une qualité à l'autre ou ne sont pas très sûres. Ces valeurs sont plus importantes pour l'étude de la formation du copeau discontinu.

Au contraire, la fréquence de formation du copeau (qu'il est possible de déterminer par différentes méthodes) peut livrer non seulement des indications précieuses sur le matériau usiné (écrouissage, ductilité), mais aussi sur la forme probable du copeau et la qualité de surface que l'on peut attendre.

Si la teneur en cuivre s'accroît, on constatera non seulement une augmentation de la ductilité (δ , ψ), mais aussi de la largeur d'éléments de copeaux et de leur refoulement. Il en résulte un accroissement de la rugosité longitudinale lorsque la fréquence de formation du copeau (f_{Sp}) diminue. Le maillechort

47 A subit un écrouissage plus élevé pour le même degré d'écrouissage, tout en conservant une certaine ductilité. C'est pourquoi de grandes variations de forces apparaissent pour les hautes fréquences.

Pour les laitons de décolletage allemands, en particulier la qualité barillet, la fréquence de formation des copeaux est très grande en raison des fortes teneurs en plomb et en β , parfois aussi à cause d'un degré d'écrouissage élevé (KV). Dans les quatre cas, ce phénomène est lié à l'apparition de copeaux aiguilles et de faibles rugosités longitudinales, malgré des variations de forces de coupe relativement élevées.

L'augmentation du degré d'écrouissage du 59 B donne, comme prévu, lieu à une augmentation de cette fréquence. Un traitement thermique ramène le matériau le plus écroui à sa valeur initiale (150 Hz). Un traitement de 2 heures à 250°C donne une fréquence indiquant un écrouissage plus élevé, mais qui est déjà considéré comme dépassé sur le plan des caractéristiques mécaniques (tableau 5/I). Il est possible d'expliquer ce phénomène par le maximum de la force de coupe ou par le fait que la dureté et la résistance dépendent de l'endroit de mesurage, ainsi que nous l'avons déjà dit.

Le fer utilisé comme impureté artificielle (jusqu'à 1%) fait diminuer la fréquence de formation des copeaux, probablement parce qu'il réduit la grosseur du grain. L'étain augmente l'écrouissage à partir de faibles quantités déjà. De plus, il provoque des copeaux aiguilles et diminue par conséquent la rugosité longitudinale, alors que le fer fait légèrement augmenter cette dernière.

6. TEST RAPIDE DE TENUE DE COUPE SUR LE TOURET DE BONNELANCE

Le touret pour essais de courte durée de Bonnelance travaille avec une force d'avance constante. Il le fait de façon similaire aux systèmes de perçage à force d'avance constante décrits plus haut [2, 4, 13] et selon les essais de Boulger [46]. La vitesse d'avance sert à mesurer l'usinabilité du maté-

riau, sans tenir compte de critères tels que la forme du copeau et la qualité de surface. La méthode employée est un compromis entre le tournage et le perçage, qui ne présente pas les inconvénients des tests mesurant la profondeur de pénétration de perçage. Des barres de 10 mm fixées sur un chariot et guidées par un canon sont poussées contre un burin à un tranchant tournant à 8000 tours/min. Le tranchant en acier au carbone (acier argent) est

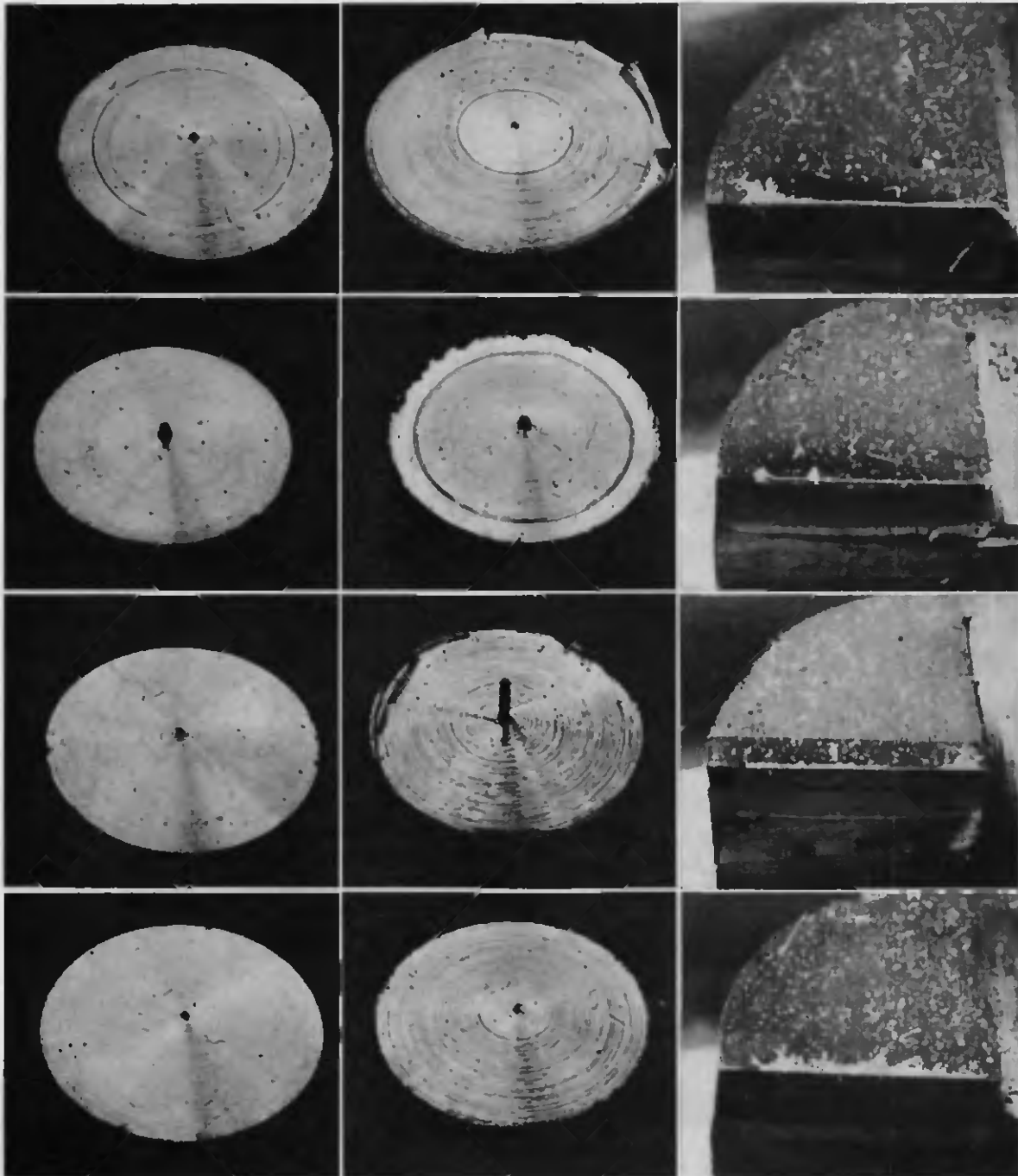


Image initiale du tournage (4×)

Image du tournage
lors du refus (4×)

Arête après refus (7×)

Fig. 24. Résultats typiques de la machine pour le test rapide. Colonnes I et II : Bout de tringles tournées frontalement. Colonne III : Etat de l'arête de coupe après refus : Rang 1) 59 B après 11,4 m : au bord, cratère prononcé, faible usure de l'arête. Rang 2) 60 A après 10 m : cratères au bord et à $\frac{3}{4} r$ du rayon. Rang 3) NA après 0,76 m : arête rapportée prononcée + usure au bord. Rang 4) FA après 1,9 m : arête rapportée prononcée.

un peu plus grand que le rayon de la barre ; celle-ci est donc totalement réduite en copeaux. L'angle de coupe est $\gamma = 0^\circ$, l'angle de dépouille $\alpha = 8^\circ$. Un cône servant au centrage est taillé sur la barre grâce à l'angle d'attaque $\kappa = 8^\circ$. Une usure minimale du tranchant de l'outil apparaît assez rapidement lors de l'usinage sans lubrification. Cette modification est due à des éléments abrasifs du matériau (inclusions dures, précipitations, oxydes), ou à la formation d'une arête rapportée. Il en résulte une baisse du débit de coupe. Cette diminution équivaut à une augmentation de la force de coupe, comme le stipule le critère de Schlesinger [47].

La force d'avance, la plus souvent utilisée, est de 18 kp ; dans certains cas, elle est réduite à 14 ou 12 kp, afin que l'avance ne devienne pas trop grande lorsqu'il s'agit de qualités faciles à usiner. Les barres ont été tronçonnées, puis les lopins ont été usinés sur une longueur de 38 cm (50 cm moins la longueur nécessaire à la fixation et les pertes) en contrôlant le temps nécessaire pour atteindre :

- une longueur de 12 m (32 \times 38 cm) sans usure visible,
- une limite de temps de 4 minutes par unité de longueur ou
- jusqu'au refus du tranchant pour cause d'usure ou de formation d'arêtes rapportées.

Ces trois comportements sont représentés sur la figure 23. Dans la série a) se trouvent les matériaux mous, cette qualité étant due à la composition (Ms 60, 61) ou au faible écrouissage (10 et 20 %). Ces mêmes types de matériaux avaient aussi montré une bonne usinabilité au test mesurant la profondeur de pénétration de perçage. Des matériaux de ce genre contenaient, la plupart du temps, peu de composants abrasifs (impuretés, inclusions dures, grains de β) ; ils ne formèrent presque pas d'arêtes rapportées. Dans cet essai l'usure apparaît en premier vers le bord de l'outil, là où le chemin de coupe est le plus grand. Dans le cas de ces matériaux mous la lente usure était due aux frottements et à la température.

La deuxième ligne de la figure 24 montre un cas typique de ces genre d'usure : après 1 m d'avance, la coupe est propre ; après 10 m une brèche apparaît au bord de la barre et une autre à environ $\frac{3}{4}$ r. L'échauffement dû au frottement joue un rôle important dans ce type d'usure ; des marques d'échauffement vers l'extérieur du tranchant le prouvent.

Si la dureté et la résistance mécanique (ou la force de coupe d'avance) augmentent, le volume usiné diminue et l'usure s'accroît pour atteindre un maximum avec le maillechort Ns 47 A (plus de 6 minutes pour les premiers 38 cm). Les matériaux fortement écrouis ou à haute teneur d'impuretés (153, 154, 155) montrent des résistances à la coupe assez élevées, comme ce fut le cas pour les essais de perçage antérieurs [2, 4, 13]. Entre les deux groupes se trouvent les laitons Ms 59 A et 59 B, ayant un débit de coupe assez grand. La figure 24 (1^{re} ligne) montre de faibles traces d'usure

sur tout le diamètre après 3,8 m pour le laiton 59 B. Ces traces peuvent disparaître partiellement. Après 11,4 m, on releva une forte bavure, ainsi que des traces de petites brèches relativement régulières et sur le tranchant, un profond cratère laitonné. Il n'y eut pratiquement pas de transfert de matière ; au contraire, l'usure due à l'échauffement était très apparente.

Le comportement du tranchant se modifia profondément lors des essais effectués sur les deux laitons de décolletage allemands à haute teneur en phase β . Lors de l'essai N° 3 opéré sur la qualité courante (début de filé = NA), un refus du tranchant se manifesta déjà après 0,76 m ; il était dû à la formation d'une forte arête rapportée et d'une bavure de bord. Ces deux défauts furent attribués aux grains très grossiers de la phase β (fig. 22a). La quatrième ligne montre le comportement un peu meilleur de la qualité barillet allemande (FA). Dès 1,9 m apparut déjà une forte arête rapportée, très visible sur le tranchant. L'usure sur les bords était encore assez faible par rapport à celle de la qualité normale, à cause de la structure un peu plus favorable et de la teneur en β un peu plus faible.

Les deux matériaux sont caractérisés par leurs modes de refus, schématisés sur la figure 23 c. Pour les alliages riches en β ($> 30\%$), la chaleur engendrée par le frottement commence par ramollir cette phase, si bien que la formation d'arêtes rapportées apparaît avant l'usure de l'outil. La plus grande chute de dureté se situe vers 300°C et environ 140°C plus bas que pour la phase α [48, 49]. Le fini initialement régulier du tournage diminue, puis il apparaît bientôt un phénomène semblable au refus. La force disponible ne suffit alors plus à assurer la coupe.

Le débit de coupe est défini par la courbe du rapport volume usiné/temps. Si l'usinabilité est mauvaise, on enregistre assez rapidement un refus du burin. En examinant le fini de tournage ou le tranchant, il est facile de déterminer si l'usure est due au frottement ou à la formation d'une arête rapportée. L'essai accéléré permet ainsi de confirmer et de compléter les résultats de l'essai de traction (voir 7.3). Si l'emploi des métaux de coupe modernes (acier rapide, métal dur, diamant) révélait des variations inexplicables dans la tenue de coupe, cette méthode permettrait de les expliquer avec une bonne probabilité. Il est possible de faire

Tableau 6/I

Matériau	σ_B kp/mm ²	Durée de coupe m	Débit de coupe cm ³ /min	Force de coupe spécifique d'avance pz kp/mm ²
Ms 59 B	59,0	11—12	14,8	69
Ms 58 A	57,0	9—12	17,6	68
Ms 59 A	57,0	6—12	17,6	58
Ms 60 A	49,0	> 12	23,2	32,5
Ms 61 A	46,5	> 10	27	32,5
Ns 47 A	66,5	> 1	9	78
Ms 59 B (400°)	44,4	> 9	24,4	36

le rapprochement entre les différentes résistances à la coupe et les forces d'avance mesurées lors de la coupe orthogonale. Ces dernières sont plus faciles à déterminer et conduisent plus directement aux caractéristiques mécaniques mesurées, comme l'a montré la corrélation σ_B/p_x au paragraphe 5.1.3. Des données sur la résistance à la traction de quelques matériaux sont reproduites dans le **tableau 6/I** qui indique également le débit de coupe et le volume usiné moyens, déterminés par l'essai accéléré.

Entre le débit de coupe et la résistance à la traction, il existe une bonne interdépendance; avec la force de coupe d'avance, cette interdépendance n'est que partielle.

Le volume usiné est influencé non seulement par la résistance à la traction (écrouissage), mais aussi par d'autres facteurs, par exemple les impuretés. Il s'est avéré plus difficile que dans la pratique de reproduire l'influence des traitements thermiques sur la formation d'arêtes rapportées lorsque le matériau ne contient que peu ou pas de phase β .

7. CORRÉLATIONS ENTRE LES CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES ET L'USINABILITÉ

Depuis que des matériaux sont usinés, on est à la recherche d'une méthode de contrôle qui fournirait une mesure appelée « l'index d'usinabilité ». Il faudrait trouver pour les laitons de décolletage (Ms 58-61) et si possible pour d'autres alliages cuivreux un critère qui permettrait de savoir s'ils sont susceptibles d'être usinés par enlèvement de copeaux. Ce critère devrait dépasser les différenciations usuelles considérées jusqu'à maintenant, qui n'ont porté que sur la forme probable du copeau.

Des alliages cuivreux furent étudiés dans le laboratoire d'usinage sur un tour automatique, relativement à leur comportement au finissage, en tenant compte le plus possible de facteurs scientifiques. Afin de pouvoir juger les matériaux de manière plus complète et objective à l'aide de valeurs connues ou nouvelles, il y fut ajouté un grand nombre d'indications et de résultats d'essais provenant de

Tableau 7/I

Comportement à l'usinage en pratique des matériaux de décolletage en comparaison à leur caractéristiques mécaniques.

Bandes laminées Comportement à l'usinage	HB kp/mm ²	σ_B	δ_{10}	σ_B/δ_{10}	Type	Remarques
a) bon	165	55,4	7,9	7	59 A	sans tr. th.
aa) distortion	165	59	6	9,8	59 A	tensions internes
b) bon	159	58,3	11,6	5	60 A	détendu
bb) « cassant », fragile	163	61,2	6,6	9,3	60 A	écr. élevé sans tr. th.
c) inutilisable, fort laitonnage	148 (HV)	48,5	15,8	3,1	60 A	trop détendu
cc) bon	169 (HV)	56,2	6,6	8,5	60 A	sans tr. th.
d) laitonnage et formation de bavures lors du découpage et fraisage par plongée	166	57,8	13	4,4	58 A	détendu
dd) bonne qualité	154	55,5	7,1	8	60 A	sans tr. th.
e) laitonnage, peu de distortion	150	52,3	12	4,4	60 A	détendu
ec) idéal	167	61,0	10	6,1	59 A	sans tr. th.
f) bon	170 (HV)	—	—	—	60 A	grains 20-25 μm β 10%
ff) laitonnage, distortion	178 (HV)	—	—	—	58 A	grains 45 μm β 35-40%
Barres étirées						
a) bavures lors du fraisage	147	55	12,5	4,4	59 B	détendu
b) bavures lors du fraisage	157	55	10	5,5	59 A	(Pb 2,3%)
c) bavures lors du fraisage + laitonnage	150	55	12	4,6	59 B	(Pb 2,6%), détendu
d) bavures	163	57	12,5	4,6	59 B	détendu
dd) bon	171	59	7,5	7,9	59 B	sans tr. th.
ddd) distortion	175	61,6	6,3	9,8	59 B	sans tr. th.
e) bavures	164	56,8	13	4,4	59 B	détendu
ee) bon	165	55,3	8	6,9	59 B	sans tr. th.
eee) distortion	173	59,3	6	9,9	59 B	sans tr. th.
f) bavures	167	57	12	4,8	58 A	détendu
ff) bon	169	57,1	8	7,1	58 A	sans tr. th.
fff) distortion	168	60,5	7	8,6	58 A	sans tr. th.

l'industrie utilisant ces laitons. Dans la fabrication des ébauches, par exemple, les points suivants permettent de juger rapidement et avec sûreté si un matériau est utilisable :

- Diminution de la durée de coupe des outils par formation d'arêtes rapportées lors du découpage de rondelles (collage du laiton, « laitonnage ») ou formation d'écaillés qui exercent un effet semblable.
- Formation de bavures et de « laitonnage » lors du fraisage par plongée et lors du taillage de couronnes dentées (platine et barillet).
- Déformation du barillet ou de la platine due à l'érouissage de l'outil ou aux tensions internes de la pièce.

Dans le **tableau 7/I** sont rassemblés les qualifications d'acceptation ou de refus de la matière, ou selon l'avis du praticien pour les bandes laminées d'une part et les barres étirées d'autre part ; de façon à établir une comparaison entre « bons » et « mauvais » comportements. On a cherché quelles sont les corrélations entre ceux-ci et les duretés ou les résistances mécaniques correspondantes et contrôlé leur importance.

7.1. Dureté Brinell ou Vickers - Résistance à la traction

La valeur des mesures de dureté Brinell ou Vickers est discutée d'après quelques exemples expérimentaux au **tableau 7/I**. Les restrictions suivantes ont été faites :

- pour les barres étirées, la dureté a été mesurée sur la section à 1 mm du bord.
- les valeurs du centre, la plupart du temps plus basses, n'ont pas été prises en considération.

La dureté Brinell a été mesurée avec une bille de 1,25 mm de diamètre et une charge de $10 d^2 = 15,6$ kp, la dureté Vickers avec la pyramide de diamant usuelle et une charge de 1 kp.

Contrairement aux duretés nettement différentes des « matériaux de laboratoire » de compositions ou de fabrications variées (**tableau 5/I-IV**), les valeurs obtenues dans la pratique sont rarement utilisables. Il faut en effet faire un choix favorable parmi de nombreuses variables de matériaux, dans une plus large tolérance de fabrication, à l'aide d'un paramètre adéquat de contrôle des matériaux. Il faut d'abord étudier des produits de compositions identiques en fonction de leur comportement à l'usinage, selon l'exemple des **bandes laminées** qui sont destinées à la fabrication de platines, de ponts et de roues. Dans le premier exemple a)-aa), en particulier, la mesure de la dureté ne peut pas faire ressortir l'influence des tensions internes. La dureté et la résistance à la traction ont déjà une certaine tendance à le montrer dans les exemples b) et c) ; mais les valeurs les plus sensibles sont dans les trois cas celles de l'allongement à la rupture δ_{10} et du quotient σ_B / δ_{10} défini plus loin. Si δ_{10} est petit on peut s'attendre à des distorsions des pièces et s'il est grand, à la formation d'arêtes rapportées et de bavures.

Il ressort des trois exemples d) e) f) que ces observations sont aussi valables pour des laitons de décolletage de compositions chimiques différentes. L'insuffisance de la mesure de la dureté est caractéristique dans l'exemple d)-dd) : avec un laiton Ms 58 de dureté HB 166 il est apparu un fort « laitonnage » lors du découpage de platines et des bavures lors du fraisage par plongée. Le laiton Ms 60 A, avec sa dureté HB 154, était en revanche une « bonne » variante. La résistance à la traction semble confirmer les résultats des mesures de dureté. Seuls les allongements à la rupture δ_{10} , nettement différents, ont permis d'établir que le laiton plus « dur » avait été trop détendu, et par conséquent avait tendance à former des arêtes rapportées.

Le résultat le plus significatif est celui de l'exemple f)-fff) concernant les produits semi-ouvrés se présentant sous forme de **barres étirées**, destinées au décolletage. Des matériaux du même groupe (Ms 58 A), pratiquement identiques en ce qui concerne la dureté eurent à l'usinage des comportements différents, c'est-à-dire bon (ff), mauvais à cause de la formation de bavures (f) et mauvais à cause des distorsions dues aux tensions internes (fff). La résistance à la traction non plus ne réagit pas assez à ces phénomènes. Ce n'est qu'en tenant compte de l'allongement à la rupture le plus influençable que l'on obtient un point de repère sûr. Bien que les tensions internes ne représentent pas un phénomène d'usinage, elles sont englobées dans ces considérations parce qu'elles influencent fortement les pièces de précision et parce qu'elles sont également contrôlables par des paramètres créés pour l'usinage.

Si l'on groupe les duretés non discutées, il en résulte une qualification incertaine, mais une certaine tendance à montrer que la formation de bavures et d'arêtes rapportées est liée aux faibles duretés et que les tensions internes sont liées aux fortes duretés : les recouvrements, au contraire, y sont nombreux.

Il ressort de ce qui précède que la dureté, et souvent aussi la résistance à la traction seules ne suffisent pas pour contrôler entièrement ou partiellement les réclamations mentionnées. Si l'on considère un matériau unique, les duretés peuvent être suffisantes pour distinguer des états de fabrication différents, comme l'ont montré le **tableau 5/I** et la **figure 20**.

7.2. Rapport entre la limite élastique conventionnelle $\sigma_{0,2}$ et la résistance à la traction σ_B

Comme il a été montré au paragraphe 5.1.4., le rapport de la limite élastique conventionnelle ne suffit guère pour répondre aux critères exigés. Le domaine des « bonnes » valeurs se situe entre 0,78 et 0,82, ce qui est trop restreint pour permettre un jugement sûr. Ce rapport n'est pas assez sensible ; d'autre part, il dépend trop peu du critère de ductilité.

7.3 Travail spécifique de déformation et quotient σ_B / δ_{10}

En cherchant une mesure appropriée pour le contrôle de la formation d'arêtes rapportées et de bavures, **Brandt** [50] a déjà montré qu'un traitement de revenu à 250°C influence peu la dureté et la résistance à la traction, un peu plus la limite élastique 0,2%, et au maximum l'allongement. Nos propres mesures (**tableau 5/I**) ont bien confirmé ces observations. L'allongement à la rupture réagit de manière plus sensible à l'érouissage que l'augmentation de la résistance à la traction qui en résulte.

Puisque l'érouissage ou le traitement thermique d'une part, et la composition chimique d'autre part ont une plus grande influence sur l'allongement, dont on a peu tenu compte jusqu'ici dans les études sur l'usinabilité — que sur la résistance mécanique — il a semblé bon de porter une plus grande attention à l'essai de traction, en particulier à une interaction possible de la résistance mécanique et de l'allongement.

L'essai de résilience serait bien plus proche du phénomène de formation de copeaux, mais pour le réaliser il n'y avait pas de machine à disposition. De plus, les sections étudiées étaient toutes plus petites que celles prévues pour les éprouvettes normales. C'est pourquoi une comparaison a été tentée entre la déformation polyaxiale lors du cisaillement et lors de la formation du copeau et la sollicitation uniaxiale de l'essai de traction. La rapide déformation lors du finissage d'alliages de cuivre ne donne pas lieu à des températures assez hautes pour qu'un ramollissement momentané se produise. Ce dernier rendrait impossible l'utilisation de l'essai de traction à considérer comme critère. **Siebel** [51] appelle « **déformabilité d'un matériau** » le travail par unité de volume de la longueur d'éprouvette (en mm kp/mm³), correspondant à la surface au-dessous du diagramme résistance mécanique/allongement jusqu'à la rupture ou jusqu'à la charge maximum.

Des publications américaines emploient une définition qui se rapproche de celle de Siebel, c'est-à-dire la valeur $\sigma_B \times \delta_{10} \times C$, C étant le degré de remplissage pratiquement constant pour un matériau défini et toujours < 1.

Matthaes [52] a proposé le travail à la rupture comme critère de qualité, de l'homogénéité, du danger de rupture fragile et comme mesure de vieillissement des aciers au carbone et des alliages d'aluminium, puisque ce travail ne dépend pratiquement pas de la résistance mécanique et de la composition de la matière. En plus de toute hétérogénéité, les tensions internes sont censées abaisser le travail de rupture. D'ailleurs on admet que cette valeur soit considérée comme constante d'un matériau.

Dans la présente étude une valeur comparable est pour la première fois mise en relation avec l'usinabilité du laiton. Pour les matériaux faisant l'objet de cette étude les travaux de déformation spécifique avec charge maximum ou charge à la rup-

ture ont été déterminés séparément par des essais de traction sur une machine INSTRON. Les allongements ont pu être mesurés jusqu'à la rupture avec un extensomètre-microformeur BALDWIN (longueur de mesure $l_0 = 50$ mm) et reproduits sur un enregistreur X-Y. Le diamètre d_0 maximum des éprouvettes ayant été choisi selon la norme (8 mm), la valeur déterminée n'est pas δ_{10} mais environ δ_0 , ce qui donne un écart systématique mais non important dans les valeurs d'allongement. La charge mesurée a été divisée par la section initiale de l'éprouvette à l'aide d'un potentiomètre « Area Compensator », ce qui permet la lecture directe de la résistance mécanique. Les alliages cuivreux étudiés ont montré en partie des charges se maintenant longuement au maximum; c'est pourquoi la détermination de l'allongement avant striction était très incertaine. A la place de cette valeur mal définie, il est possible de déterminer automatiquement sur la partie descendante de la courbe un point ($\sigma_B - 0,5\%$) à l'aide d'un relais « Slope Detector » et, si on le désire, d'arrêter un compteur de l'intégrateur de surface. Un deuxième relais « Break Detector » permet l'arrêt immédiat de la machine et du deuxième compteur intégrateur lors de la rupture de l'éprouvette.

Le travail de déformation spécifique, en mm kp/mm³, pour l'allongement avant striction et charge maximum, pour l'allongement à ($\sigma_B - 0,5\%$) et pour l'allongement à la rupture (travail de rupture) ont été comparés entre eux et à des paramètres d'usinabilité de la pratique. Le travail de rupture n'est en général pas considéré parce qu'il faudrait calculer la tension véritable ou parce que la surface intégrée est trop petite. Malgré le début de striction, c'est la deuxième valeur qui donne les résultats les plus réguliers et les plus sûrs, en particulier pour les matériaux mous et ductiles. Dans le cas de matériaux durs, les trois allongements sont de toute façon rapprochés.

Les valeurs expérimentales reproduites au **tableau 7/I** ont permis d'en dériver le quotient σ_B/δ_{10} , décrit par la suite. Les données qu'il peut livrer et leur domaine de validité se trouvent aussi dans le travail de déformation spécifique :

- Le comportement à l'usinage sera bon si le travail de déformation spécifique est compris entre 140 et 230 mm kp/mm³ (mesuré pour la résistance à la traction moins 0,5%).
- Les valeurs au-dessous de 140 mm kp/mm³ indiquent une prédominance des tensions internes et, par conséquent, le risque de distorsions de la pièce (le chapitre « Contraintes résiduelles » traite ce sujet plus à fond).
- Les valeurs au-dessus de 230 mm kp/mm³ sont obtenues dans le cas de matériaux mous ou trop ductiles à la suite de traitements thermiques de détente. Ces matériaux tendent à former des arêtes rapportées, des bavures et parfois des longs copeaux.

Tous les laitons de décolletage, y compris le maillechort, avec une teneur en cuivre entre 57,5 et

59,5 % (resp. 46—48 %) obéissent à cette loi. Pour de plus fortes teneurs en cuivre, jusqu'à 61 %, on peut appliquer cette loi si l'on considère le travail jusqu'à la rupture en lieu et place de la valeur artificielle ($\sigma_B - 0,5\%$) (tableau 5/II). Les alliages riches en cuivre ont un faible allongement sans striction, puis s'allongent longtemps et pré-

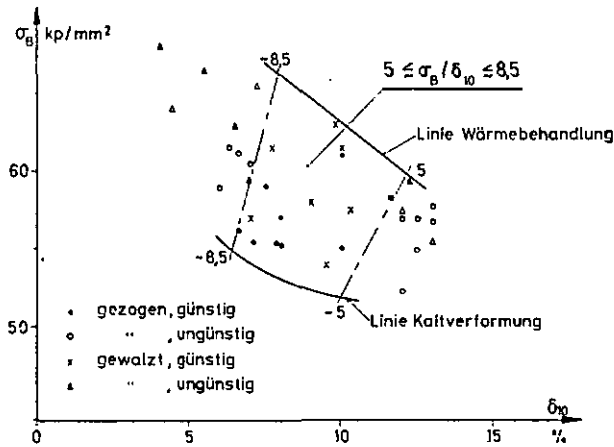


Fig. 25. Domaine de bonne usinabilité pour Ms 58 à 61, limité à gauche par les tensions internes, à droite par la formation d'arêtes rapportées, de bavures et de longs copeaux (voir aussi la fig. 38).

Linie Wärmebehandlung = limite des valeurs influencées par un traitement thermique (revenu, recrist. primaire) parcourus de gauche à droite; *Linie Kaltverformung* = limite des valeurs obtenues par écroutissage, parcourue de droite à gauche.

Gezogen = étiré; *gewalzt* = laminé; *günstig/ungünstig* = favorable, défavorable.

sentent une forte striction. Les prévisions faites à l'aide du travail de déformation spécifique se sont révélées justes dans le découpage, le tournage, le fraisage, le perçage, en particulier sans lubrification, mais la plupart du temps aussi avec refroidissement et lubrification.

Les appareils onéreux (extensomètre, enregistreur X-Y, « Area Compensator », intégrateur) nécessaires à la détermination relativement difficile du travail de déformation, ne sont en général pas à la disposition du praticien. Il est possible d'obtenir une autre relation entre la résistance à la traction et l'allongement. Sur un graphique (fig. 25) sont représentées les valeurs de résistance à la traction et d'allongement à la rupture des laitons et maillechorts de décolletage. Un domaine favorable du comportement est limité à gauche par la zone des tensions internes trop élevées (distorsion des pièces); à droite, il est limité par la formation d'arêtes rapportées, de bavures et de longs copeaux. Les deux autres lignes comprennent un état de matériau limité, en dessous par le degré d'écroutissage, en dessus par le traitement thermique. Le praticien peut simplement limiter de façon empirique cette zone de bonne usinabilité par le quotient :

$$5 < \sigma_B / \delta_{10} < 8,5$$

Ce quotient n'a bien entendu pas de signification physique, car il a déjà été montré que, dans le cas du travail de déformation spécifique, pour les al-

liages du cuivre comme pour d'autres métaux, il n'est pas possible d'établir une équation de l'état physique ($\sigma \cdot \delta \neq \text{const.}$). Des dispersions possibles de chaque composant σ/δ ou de $\sigma \cdot \delta$ s'additionnent et atteignent $\sim 15\%$ pour σ_B et $\sim 40\%$ pour δ_{10} .

Le domaine de bonne usinabilité, qui semble étroit, est facilement atteint par le contrôle du degré d'écroutissage. Le quotient tient également compte des influences de la composition chimique (57,5 à 61 % Cu, 1 à 3 % Pb et la plupart des impuretés) sans que le domaine de bonne usinabilité ne soit quitté. Par contre, les degrés d'écroutissage ou les traitements thermiques faux apparaissent immédiatement comme tels, alors que de mauvaises compositions n'apparaissent que si les valeurs limites acceptables sont dépassées; c'est le cas lorsque des impuretés comme l'étain et les oxydes métalliques rendent le métal fragile ou augmentent l'usure.

Ainsi qu'il ressort des tableaux d'essais de matériaux, les procédés de fabrication ont été choisis afin que l'exigence du quotient soit dans la plupart des cas remplie. Le maillechort (Ns 47 A) et le laiton contenant 0,5 % d'étain (N° 155) se durcissent trop au degré d'écroutissage choisi et donnent, par conséquent, des valeurs trop élevées de σ_B/δ_{10} .

Le travail de déformation, de même que le quotient ne peuvent être employés qu'avec réserve ou éventuellement en déplaçant l'échelle pour les matériaux détendus mécaniquement — par exemple par traction — ou pour les matériaux durcis par traitements thermiques.

8. QUELQUES CONSIDÉRATIONS SUR L'UTILISATION PRATIQUE DES CRITÈRES PROPOSÉS

Il ressort de cette étude sur le finissage du laiton que le fabricant aussi bien que l'utilisateur du matériau peuvent contribuer tous les deux à l'amélioration de l'usinabilité et à l'augmentation de la productivité en se servant de méthodes de mesure éprouvées.

Le fabricant du matériau possède les moyens d'influencer l'usinabilité du produit semi-ouvré à découper et de déceler rapidement et sûrement la tendance à la formation de bavures et d'arêtes rapportées à l'aide du quotient σ_B/δ_{10} (provenant de l'essai de traction). En outre, si c'est nécessaire, il peut contrôler la présence d'impuretés accélérant l'usure par l'essai de courte durée (Bonne-lance).

L'utilisateur du matériau, recherchant une bonne tenue de coupe, doit contrôler la qualité de surface réalisable sur la pièce comme critère principal du finissage. Celle-ci englobe les influences de la machine, de l'outillage et celles de l'usinage et peut être employée comme critère pour déterminer :

— le choix du nombre de tours favorable avec de faibles vibrations :

— les conditions de coupe (avance et géométrie

de l'outil) et l'état du tranchant, qui agissent sur la rugosité transversale ;

— la rigidité de l'outil et les variations de l'effort de coupe dues aux copeaux discontinus, variations qui influencent la rugosité longitudinale et qui peuvent facilement entretenir des vibrations de broutage, si l'outil n'est pas assez rigide ;

— la **durée de coupe** admissible, pour laquelle la qualité de surface est le seul critère objectif.

Par un choix judicieux des conditions de coupe, l'utilisateur peut en outre influencer la **forme des copeaux**.

III.

ÉTUDE SUR LES CONTRAINTES RÉSIDUELLES

1. CONSIDÉRATIONS PRÉLIMINAIRES ET BIBLIOGRAPHIE

Pour la fabrication de pièces destinées aux appareils de précision et à l'industrie horlogère, il est exigé des produits semi-ouvrés une dureté et une résistance toujours plus grandes afin de réduire le plus possible les déformations et l'usure des pièces usinées dont l'épaisseur est exigée de plus en plus petite. Ainsi, par exemple, le constructeur de montres prévoit des platines, des masses oscillantes, des barilletts et des disques de quantités toujours plus minces, sans se préoccuper des problèmes de matière première qui s'y rattachent. La résistance du matériau peut être augmentée par un écrouissage plus poussé soit par laminage ou par étirage. Mais l'écrouissage plus poussé est ordinairement accompagné de tensions internes plus élevées. Or ces tensions dans les bandes laminées sont fort anisotropes et varient sur l'épaisseur. Des déformations s'ensuivent si l'équilibre intérieur de ces tensions est supprimé par un découpage ou un

usinage, surtout s'il y a enlèvement asymétrique de matière sur l'épaisseur.

Des outils émoussés ou un usinage à sec peuvent aussi, mais seulement superficiellement, produire des tensions nouvelles supplémentaires dans le matériau détendu. Il est également connu que le laiton est sensible à la corrosion sous tension dans certains milieux (gaz d'ammoniaque, solution de sel de mercure ou métaux liquides). Un effort extérieur n'est pas nécessaire à la rupture. Dans la présente étude, les recherches sur les tensions internes traitent uniquement de la matière laminée en forme de bandes ; elle ne concerne pas les produits étirés en forme de barres cylindri-

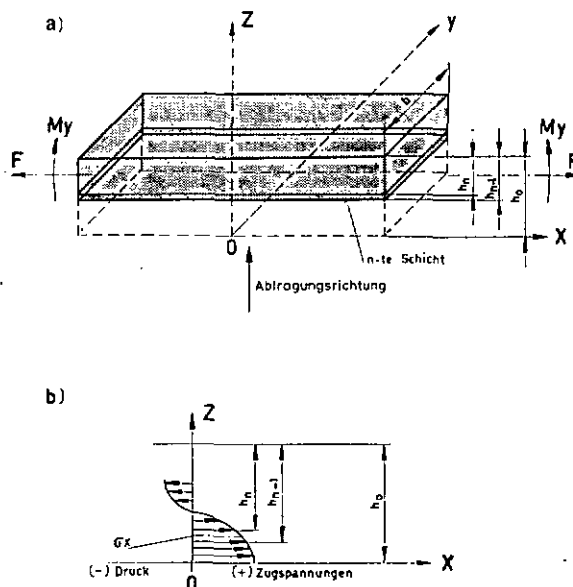


Fig. 26. Termes pour le calcul de la répartition des tensions internes par la mesure du moment lors de l'attaque électrochimique unilatérale.

n-te Schicht = couche *n* ; *Abtragungsrichtung* = direction de l'attaque ; *Druck-Zugspannungen* = tensions de compression - de traction.

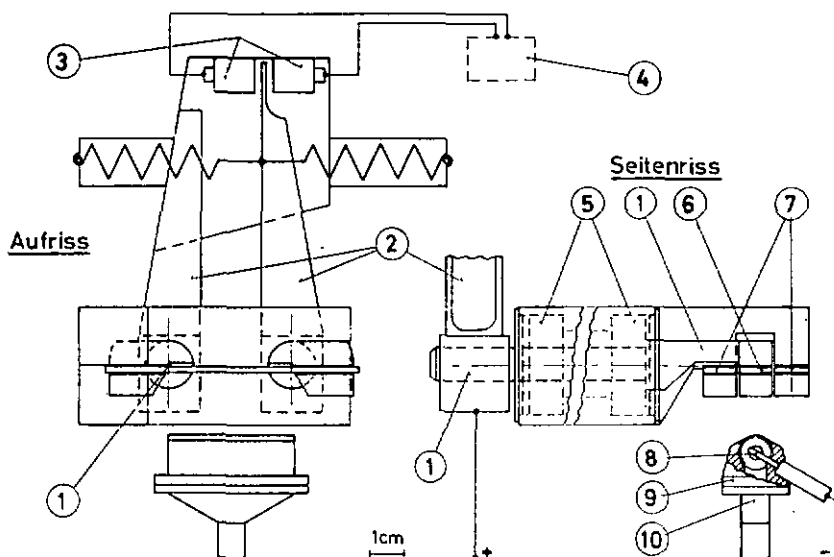


Fig. 27. Momentmètre et cathode avec conduite de l'électrolyte en coupe frontale et latérale. Description des pièces dans le texte.

ques car, en pratique, les tensions internes dans ces dernières peuvent être réduites suffisamment par des procédés d'étirage appropriés et par redressage.

Les méthodes principales de l'étude des tensions internes ont été créées par Sachs, Bühler et autres. L'enlèvement de matière est fait par tournage ou perçage sur des pièces cylindriques. De même pour les plaques et tôles il a été utilisé l'enlèvement de copeaux unilatéral, libérant des contraintes qui déforment les échantillons.

Anderson et Fahlman [53] scièrent partiellement une plaque dans le plan neutre ; l'écartement des deux moitiés est une mesure des tensions internes.

Siebel et Pfender [54] ont mesuré les contraintes internes dans des tôles en déterminant le déplacement de quelques marques fixes dans des blocs découpés une fois parallèlement et une fois perpendiculairement au sens de laminage. **Mather** [55] a utilisé les déformations intervenant autour d'un forage dans la matière sous contrainte, ceci dans les trois directions principales et à l'aide de jauges de contrainte.

Brandt [50] a apprécié les tensions internes par la mesure de la flèche de bandes sur lesquelles une entaille a été fraisée ; il étudiait en particulier l'influence du degré d'écrouissage et du traitement de revenu.

Les méthodes citées ne donnèrent aucun renseignement sur la répartition des tensions internes. Pour la déterminer, il faut enlever la matière par couches successives ou de façon continue. **Richards** [56] par fraisage, **Treuting et Read** [57] par meulage, enlevèrent des couches d'un côté et observèrent la flexion. Dans la dernière étude la couche de surface écrouie était en plus éliminée par polissage chimique.

Phillips et Waisman [58] évitèrent l'introduction de tensions d'usinage par enlèvement chimique de matière, sur une face, d'éprouvettes de tôles (en mesurant continuellement l'épaisseur). Par calcul

statique, ces auteurs montrèrent comment la flexion des bandes et des plaques dépend de la répartition des tensions internes. En se basant sur cette dernière méthode, il a été développé un **procédé modifié** à deux points de vue [59]. D'une part, les tensions internes libérées ne sont pas mesurées par la flèche de l'éprouvette mais par le moment exercé par les extrémités de celle-ci sur leurs fixations. D'autre part l'enlèvement de matière est produit électrolytiquement, cette technique garantissant un amincissement régulier et facilement contrôlable. La répartition des tensions internes peut être calculée à partir de la variation des dimensions de l'éprouvette et des moments.

Déjà en 1930, Sachs, Glocker, Oswald, Guinier et d'autres développèrent des méthodes de rayons X pour mesurer les tensions internes de traction et de compression [60]. Mais la pénétration du rayonnement n'est que d'environ 20 μm . Pour connaître la répartition sur toute l'éprouvette, il faudrait donc d'une manière ou d'une autre enlever de nouveau de la matière. Mais ces méthodes radiocristallographiques dépendent de la mesure d'un faible déplacement des interférences sous les grands angles. Elles ne sont pas utilisables si les domaines de diffraction cohérente dus par exemple à une densité élevée de fautes d'empilement, sont trop petits après l'écrouissage. Les alliages de cuivre, l'acier inoxydable et autres sont de ce fait peu favorables à l'emploi de cette technique.

2. DÉTERMINATION DE LA RÉPARTITION DES TENSIONS INTERNES

2.1. Calcul des tensions internes à partir des moments libérés

L'éprouvette est en forme de bande ; l'axe x est situé dans le sens de la longueur, y dans celui de la largeur (fig. 26). L'attaque électrochimique se fait en direction de $-z$.

Le laminage introduit des tensions internes varia-

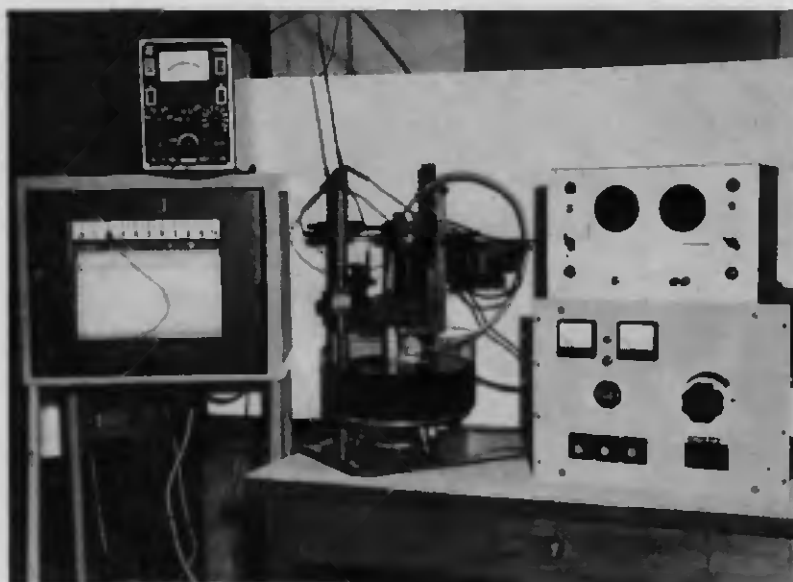


Fig. 28. Installation complète pour le polissage anodique et la mesure du moment sur des bouts de bandes.

bles en direction de z , mais dépendant aussi de la direction du laminage par rapport à x . En enlevant de façon continue la matière, l'éprouvette tend à se déformer sous l'effet des tensions libérées. En se référant à la **figure 26**, on distingue deux réactions :

- un moment libéré My dans le plan xz ;
- une force F en direction x .

L'éprouvette a une épaisseur initiale h_0 . Le calcul admet un enlèvement couche par couche d'épaisseur Δh . L'appareillage prévu permet de mesurer la variation du moment My ; la force axiale F provoque une redistribution des contraintes internes lors de la diminution de la section. Passant de l'épaisseur h_{n-1} à l'épaisseur h_n par l'attaque électrochimique, la variation du moment fléchissant est :

$$(My)_{n-1} - (My)_n = \sigma_x (h_{n-1} - h_n) \cdot b \left(\frac{h_{n-1}}{2} \right) \quad (1)$$

où σ_x est la contrainte moyenne en direction x dans l'intervalle $(h_{n-1} - h_n) = \Delta h$. La tension est alors :

$$(\sigma_x)_1 = \frac{(My)_{n-1} - (My)_n}{(h_{n-1} - h_n) \cdot b \left(\frac{h_{n-1}}{2} \right)} = \frac{2}{b (h_{n-1})} \cdot \frac{\Delta My}{\Delta h} \quad (2)$$

Un état uniaxial de contrainte peut être admis pour des éprouvettes dont la longueur est égale ou supérieure à quatre fois la largeur [61], la mesure ne sera alors pas affectée par des contraintes internes dans le sens transversal. Par la libération des contraintes, le volume restant subit une variation de la longueur à laquelle correspond une force F , déterminée par le produit de la largeur b et de la somme des produits de la tension σ_x et de la différence d'épaisseur Δh de toutes les couches précédentes,

$$F = - \sum_{\text{intervalles}}^{n-1} \sigma_x(h) \cdot \Delta h \cdot b$$

Le terme de correction dû à la relaxation des contraintes, valable pour l'intervalle $(h_{n-1} - h_n)$ est

$$(\sigma_x)_2 = \frac{F}{b \cdot h_{n-1}} = - \frac{\sum_{n-1}^{n-1} \sigma_x(h) \cdot \Delta h}{h_{n-1}} \quad (3)$$

Il en résulte que la contrainte effective à l'épaisseur h_n est

$$\sigma_x(h) = (\sigma_x)_1 + (\sigma_x)_2 = \frac{2}{b \cdot h_{n-1}} \cdot \frac{\Delta My}{\Delta h} - \frac{1}{h_{n-1}} \cdot \sum_0^{n-1} \sigma_x(h) \cdot \Delta h \quad (4)$$

Le moment My et sa variation sont déterminés à l'aide d'un momentmètre. L'épaisseur d'éprouvette h_n dépend seulement du temps écoulé, car on peut admettre une attaque constante dans des conditions fixes de polissage électrolytique (température, densité du courant, écartement des électrodes).

2.2. Dispositif de mesure

L'enlèvement de matière sur la face d'attaque de l'éprouvette se fait au moyen d'un polissage anodique avec de l'acide chromique saturé. L'électrolyte à l'acide chromique présente moins d'inconvénients que d'autres bains, comme ceux d'acide nitrique — alcool méthylique, d'acide perchlorique, qui s'enflamment facilement ou peuvent exploser. Dans les meilleures conditions d'essai, les vitesses d'enlèvement sont de $14 \mu\text{m}$ par minute sous une densité de courant d'environ $17,5 \text{ A/cm}^2$. Les dimensions des éprouvettes employées étaient de $70 \times 10 \times 1 - 2 \text{ mm}$.

Le momentmètre utilisé pour ces expériences, représenté aux **figures 27 et 28**, comprend deux axes

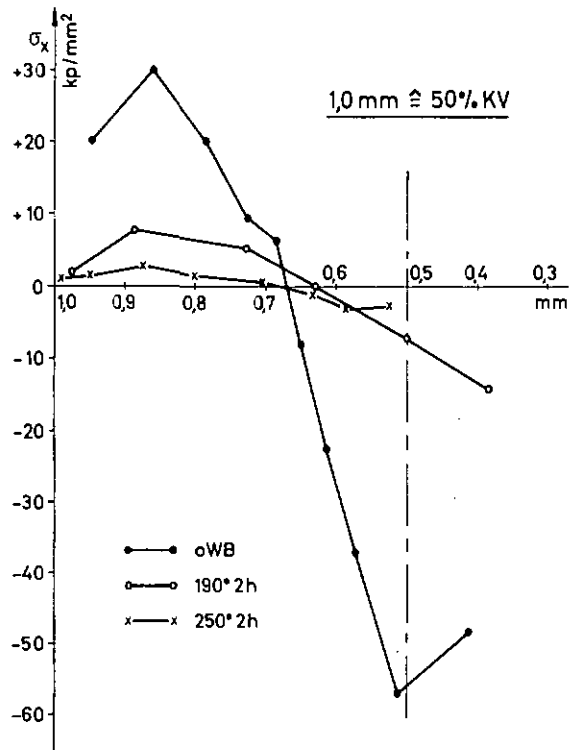


Fig. 29. Répartition des tensions internes sur la section d'éprouvettes de bandes en laiton écrouies 50%. Influences de traitements thermiques de revenu à 190° et 250° C
oWB = sans tr. th.

de transmission (1) sur lesquels est fixé par vis l'éprouvette (6) qui forme l'anode du système. Des bandes identiques à l'éprouvette (7) sont placées des deux côtés de celle-ci et fixées directement sur le carter du momentmètre, pour diminuer les effets de bord. Les moments opposant la déformation de l'éprouvette agissent sur les deux bras de levier (2) qui sont mutuellement tendus par des ressorts, mais mobiles réciproquement. Au moyen de capteurs de déplacement inductifs et sans contact VIBROMETER TW 12/2 (3), on détermine ces moments par la mesure du déplacement de l'extrémité de l'un des bras (2) entre ces capteurs, ce déplacement pouvant atteindre une valeur maxi-

mum de 0,2 mm. L'orifice allongé (10) de la cathode (8) se trouve sous le momentmètre. Cette dernière est logée dans un élément en matière synthétique (9), et se trouve fixée par la vis amenant le courant. Les éprouvettes sont placées horizontalement et arrosées depuis en bas par l'électrolyte, ce qui assure un enlèvement régulier. La cathode est en acier inoxydable, car le graphite s'est montré moins résistant. La circulation de l'électrolyte se fait au moyen d'une pompe rotative en téflon reliée à la cathode par un tuyau flexible. En position de travail, l'écartement des électrodes est d'environ 0,5 mm. Un système d'avance mécanique, protégé par des soufflets en matière synthétique, assure le mouvement horizontal du jet corrosif sur une double largeur d'éprouvette.

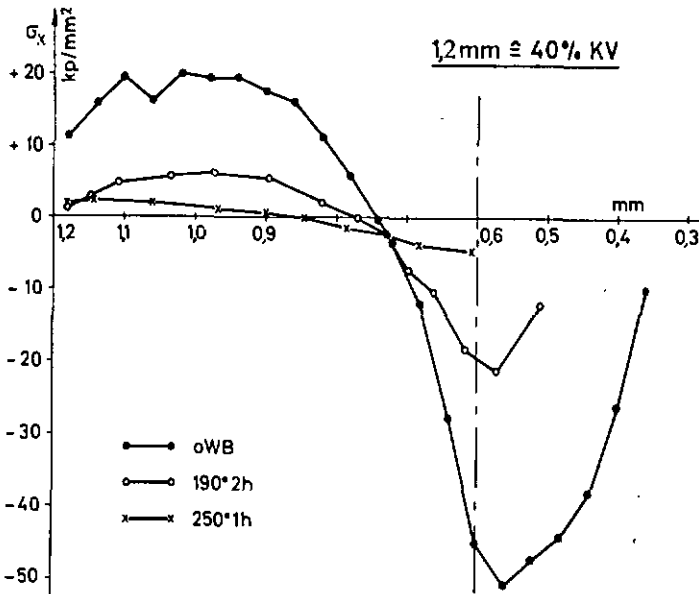


Fig. 30. Répartition des tensions internes sur la section d'éprouvettes de bandes en laiton écrouies 40%. Influences des traitements thermiques de revenu à 190° et 250° C. oWB = sans tr. th.

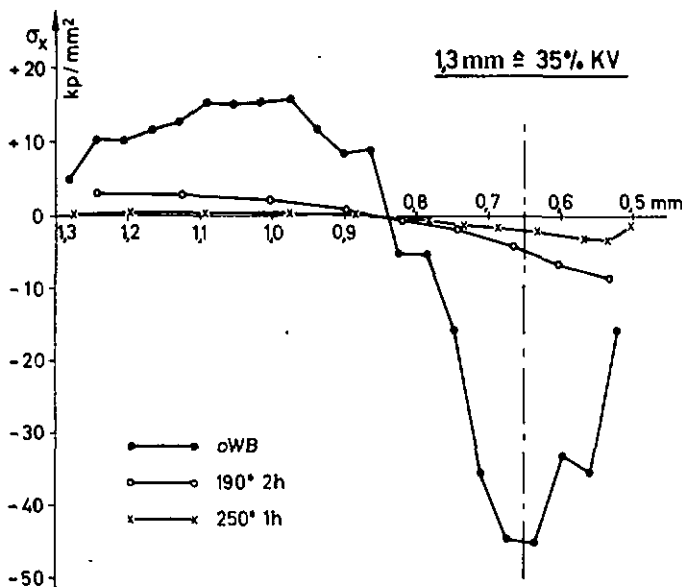


Fig. 31. Répartition des tensions internes sur la section d'éprouvettes de bandes en laiton écrouies 35%. Influences de traitements thermiques de revenu à 190° et 250° C. oWB = sans tr. th.

2.3. Influence des conditions de fabrication sur les répartitions des tensions internes

Le laiton étudié avait la composition suivante : 58,7% Cu, 2,2% Pb, 0,3% Fe, 0,17% Ni, 0,2% Sn. De la matière de départ recristallisée de 2 mm d'épaisseur a été laminée à froid à 5, 10, 20, 30, 35, 40 et 50%. Une partie des bandes était ensuite soumise à un traitement de revenu pendant 2 heures à 190, 220, 250, 280 et 310° C. Les cinq figures suivantes montrent la répartition des tensions de traction (+) et de compression (—) dans le sens du laminage et selon l'épaisseur des éprouvettes.

Figure 29 : degré d'érouissage (KV) 50%, épaisseur 1 mm.

Dans une bande non détendue, érouie à 50%, il existe un maximum de tension de traction de 30 kp/mm² à environ 0,15 mm en dessous de la surface. Les tensions de compression maxima qui se trouvent pratiquement à la demi-épaisseur de l'éprouvette, sont de 57 kp/mm². Un traitement thermique de 2 heures à 190° C abaisse la tension maximale de traction de 30 à 8 kp/mm². La tension de compression maximale est même plus fortement réduite. La figure met aussi en évidence l'équilibre des tensions de traction et de compression pour l'intérieur de l'éprouvette.

Figure 30 : KV 40%, épaisseur 1,2 mm.

La température de détente, la plus basse, 190° C réduit la tension maximale de traction de 20 à 6,3 kp/mm², ce qui correspond aussi à une diminution des deux tiers. A plus haute température (220-280° C) la réduction peut atteindre le rapport de 1 à 6.

Figure 31 : KV 35%, épaisseur 1,3 mm.

Ce degré d'érouissage est utilisé très souvent dans la pratique pour la fabrication de bandes « dures ». A l'état de livraison, les maxima de tension sont de 16 kp/mm² à la traction et 45 kp/mm² à la compression. Les résistances à la traction correspondantes sont d'environ 60 kp/mm². Pour le traitement thermique à 190° C, les tensions résiduelles ne sont plus que de 3 kp/mm² et, pour des températures de revenu plus élevées, dimi-

nuent même à environ 2 kp/mm². Des valeurs plus basses encore ne sont obtenues que pour des températures près de celles de la recristallisation, provoquant une augmentation de l'allongement, dont l'influence défavorable sur l'usinage était déjà mentionnée.

Les figures 32 et 33 concernent enfin 30 % et 20 % d'écroutissage respectivement.

Lorsque le degré d'écroutissage diminue, les points de tension diminuent aussi régulièrement, c'est-à-dire au départ 30 kp/mm² pour 50 %, 20 kp/mm² pour 40 %, jusqu'à 10 kp/mm² pour 30 % de degré d'écroutissage, puis elles restent environ constantes jusqu'à un degré d'écroutissage de 5 %. Ainsi, on a relevé pour 10 % les valeurs de + 6 / - 16 kp/mm² et pour 5 % celles de + 9 / - 16 kp/mm². Pour le métal recristallisé, d'autre part, seul une contrainte de compression jusqu'à - 1,8 kp/mm² existe occasionnellement.

Les traitements thermiques de revenu donnent, comme attendu, des tensions résiduelles pratiquement nulles pour ces matières à écroutissage plus faible, mais l'effet du traitement thermique semble relativement moins important que pour des degrés d'écroutissage plus élevés. Ces matériaux ne sont pas utilisables pour l'usinage à cause d'une résistance insuffisante et de leur tendance à former des arêtes rapportées.

Dans la plupart des cas mesurés, la méthode utilisée a bien fait ressortir l'équilibre entre la somme des tensions internes du domaine de la traction et de celle des tensions internes du domaine de la compression. Dans quelques cas, il a relevé de légères asymétries de répartition qui peuvent s'expliquer par le fait d'une opération de laminage légèrement irrégulière (différentes vitesses des cylindres, frottement des cylindres, etc.) et par addition de petites erreurs dans le dépouillement graphique, en particulier par le terme de correction pour la force axiale.

La force axiale peut souvent ne pas se développer entièrement dans le cas d'une éprouvette non détendue et fortement écrouie, ceci à cause du jeu insuffisant du momentmètre dans le sens longitudinal de l'éprouvette. Il se produit alors une plus forte flexion de l'éprouvette qui augmente la vraie valeur des moments. Pour tenir compte de ce défaut du momentmètre, on calcule et on compare les moments obtenus avec les deux conditions limites de fixation de l'éprouvette correspondant, d'une part, à un encastrement rigide de ses extrémités, et d'autre part, à un appui libre de celles-ci. Dans le cas du momentmètre en question le degré de liberté de la fixation de l'éprouvette se trouve situé entre ces deux conditions extrêmes. Il résulte de ceci l'introduction d'un facteur de réduction de 0,5 à 0,66 des valeurs des moments mesurés.

Dans certains cas, les tensions de compression dépassent les valeurs de la limite d'écoulement pour un effort uniaxial. Il semble possible que ceci soit dû à une superposition de l'autre contrainte principale et résiduelle.

Dans une même série d'essais ont été déterminés les répartition de tensions perpendiculaires au sens

de laminage. Ces tensions transversales atteignent en général environ un dixième des tensions longitudinales. Dans la plupart des cas, il existe une répartition semblable à celle obtenue en direction du laminage, c'est-à-dire des tensions de traction à l'extérieur et des tensions de compression à l'intérieur. Mais d'autres expériences n'ont fourni que des valeurs faibles, négatives ou oscillant autour de zéro.

Ainsi serait confirmée une remarque de Baldwin [62] et d'autres auteurs que des tensions internes ne se développent en sens transversal à la direction de laminage du fait de l'élargissement insignifiant de la bande lors de ce travail.

Le fait, que les tensions internes parallèles à la direction du laminage soient dix fois plus grandes que celles perpendiculaires a des conséquences importantes pour la pratique. Les déformations des pièces (platinas, disques de quantième, etc.) peuvent, en effet, être réduites par une orientation appropriée.

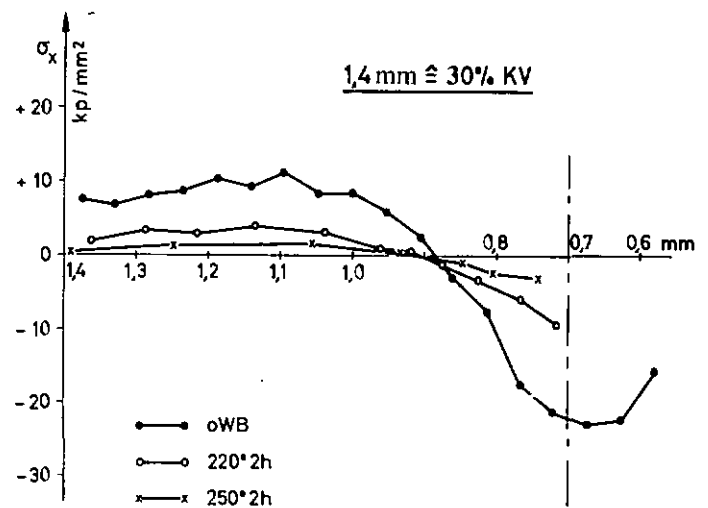


Fig. 32. Répartition des tensions internes sur la section d'éprouvettes de bandes en laiton écrouies 30 %. Influence de traitements thermiques de revenu à 220° et 250° C. oWB = sans tr. th.

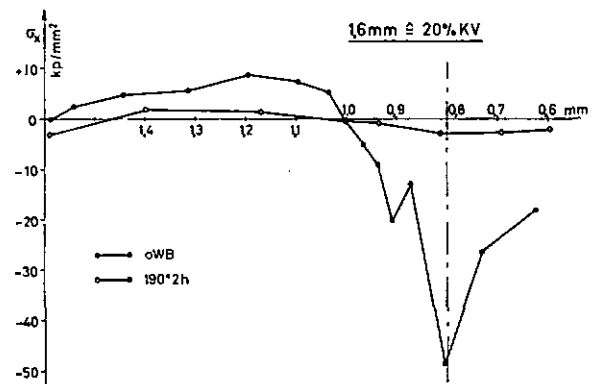


Fig. 33. Répartition des tensions internes sur la section d'éprouvettes de bandes de laiton écrouies 20 %. Influence du traitement thermique de revenu à 190° C. oWB = sans tr. th.

3. ORIGINE ET RÉDUCTION DES TENSIONS INTERNES

S'il existe dans un corps des tensions élastiques sans effort extérieur, on parle alors de tensions internes. En se basant sur **Dehlinger** entre autres, on peut les diviser suivant leur portée : en polycristal, se répercutant sur plusieurs grains (I^{er} genre), en distorsions homogènes du réseau, variant de grain à grain (II^e genre) ou en distorsions du réseau fortement localisées dans les domaines $< 10^{-5}$ cm (III^e genre) [63, 64]. **Orowan** [65] fait simplement une différence entre les tensions microscopiques et les tensions macroscopiques. Les premières peuvent avoir pour cause des hétérogénéités structurales, par exemple des précipitations, des transformations et aussi l'écroutissage (dislocations), alors que les dernières sont causées par des opérations mécaniques, thermiques ou chimiques (dans un état de tension élastique non homogène).

L'écroutissage non homogène au cours du laminage, ou comme le désigne **Averbach** [66] : L'écoulement plastique non homogène, est généralement la cause des tensions internes du premier genre examinées dans cet étude. Des tensions internes engendrées par le laminage dans les trois axes perpendiculaires (xyz), celles de l'épaisseur (z) sont généralement négligées, car très petites, et on manque d'indications au sujet des tensions transversales (y). Certains auteurs [67] les considèrent pra-

tiquement comme nulles « car il n'y a qu'un élargissement insignifiant lors du laminage ». Sur des bandes étroites, leur influence est un peu plus prononcée, cependant on ne les considère toujours que comme une fraction des tensions longitudinales.

Pour la répartition des contraintes principales, **Baldwin** [62] mentionne, dans le discours Edgar Marburg de 1949, deux cas : lors d'un faible degré d'écroutissage, lorsque par exemple le diamètre du cylindre ou la passe sont relativement petits par rapport à l'épaisseur de la bande, seule la couche extérieure est allongée plastiquement. Le centre, non écrouti mais tendu élastiquement, contracte alors, après cessation des forces extérieures, le tout et il résulte une compression dans les couches superficielles, une traction au centre.

Plus fréquent est cependant le cas de tension en surface et compression à l'intérieur de la bande. Ni Baldwin, ni d'autres auteurs ne donnent d'explication plausible de cette dernière répartition. Elle apparaît lorsque le rapport entre l'épaisseur de la bande et la longueur de contact entre métal et cylindre diminue, donc s'il y a une pénétration profonde ou complète de l'écroutissage.

Pour expliquer ces phénomènes lors du laminage, **Averbach** [66] a étudié la distorsion d'un fin réseau de fils de plomb dans une pièce coulée en étain, à l'aide de radiographies, avant et après un laminage de 20 % sur une partie de la longueur de l'éprouvette. En partant du réseau déformé, il a déterminé les tensions principales dans les différents plans, et a constaté que les croisillons de la grille, immédiatement après l'entrée en contact avec les cylindres, avaient tendance à s'incliner par rapport à l'horizontale. Par contre ils redevenaient parallèles à leur position initiale avant même de passer le plan des cylindres.

Capus et **Cockcroft** [68] ont étudié l'apparition de raies sur des plaques de cuivre polies lors d'un laminage jusqu'à 20 %. Les traces prennent la forme de crochets parce que la vitesse du matériau est plus lente que la vitesse circonférentielle des cylindres à l'entrée, plus rapide à la sortie, et il se superpose un élargissement visible, régulièrement réparti.

La légère distorsion des plans initialement droits et verticaux, parallèlement au plan des cylindres, est attribuée par ces auteurs au fait que l'intérieur de la bande est écrouti un peu plus tard que la matière près des surfaces.

De propres expériences sur les déformations internes lors du laminage s'appuyaient sur une technique de **Siebel** [69] ; un réseau rectangulaire était fraisé sur la section latérale de deux plaques qui étaient ensuite assemblées par soudage en une seule bande (figure 34a).

Les résultats obtenus sont représentés à la figure 34. En faisant un grand nombre de passes dans le même sens les déformations de réseau sont celles, bien connues, d'une courbure des plans par le contact avec les cylindres. Mais la fente semble introduire une perturbation ; le réseau gravé dans la surface montre un « retard » près de la fente, qui explique la forme que les stries fraisées accusent après le laminage.

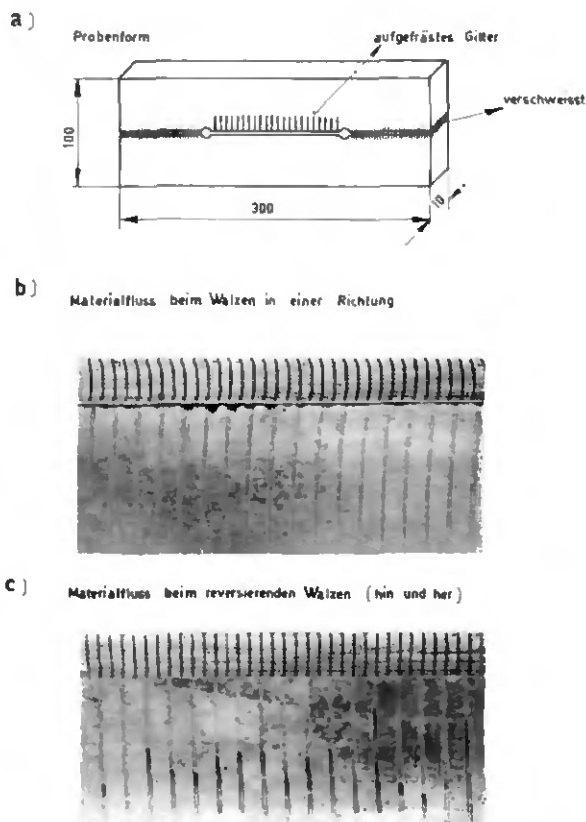


Fig. 34. Comportement d'une grille fraisée verticalement lors du laminage : b) en un sens ; c) réversible.

a) *Probenform* = forme d'éprouvette ; *aufgefrästes Gitter* = grille fraisée ; *verschweisst* = soudé.

Lors d'un laminage réversible avec plusieurs passes, comme cela se pratique habituellement, on obtient une grille irrégulière qui ne permet point de tirer des conclusions sur la formation de tensions internes. La remarque d'Averbach est pertinente : il n'existe pas de solution générale pour les déformations lors du laminage qui varient de point en point.

Les tensions résiduelles, persistant après de telles distorsions non homogènes, peuvent être réduites par des moyens mécaniques ou thermiques. L'effet de faibles réductions, soit de provoquer des tensions de compression en surface, est utilisée pour éliminer en grande partie les tensions de signes opposés provenant des réductions précédentes ; lors de l'étirage des tringles, elles agissent en même temps comme opération de redressement.

Du matériau en bandes ou en triangles peut également être passé par des chicanes déplacées en hauteur (Roller-stretcher). La tension et compression alternante diminuent les tensions résiduelles initiales et servent aussi à redresser les bandes.

Un autre moyen est celui d'un simple étirage plastique de 0,5-2 % ; dans de grosses plaques d'aluminium ayant de fortes tensions thermiques, les tensions longitudinales peuvent presque complètement être éliminées [70].

Forrest [71] donne une explication simple de cette méthode efficace à l'aide d'un diagramme de traction. La différence des tensions de traction et de compression à l'intérieur du métal est diminuée lors de l'étirage au-dessus de la limite d'écoulement de traction, et elle reste petite après la décharge.

Mais le procédé le plus utilisé dans l'industrie du laiton est toujours le traitement thermique de revenu à des températures en dessous ou proches du début de la recristallisation. Le chapitre suivant lui est consacré.

4. TRAITEMENTS THERMIQUES DE REVENU RÉDUISANT LES TENSIONS INTERNES

4.1. Données théoriques

Cahn [72] désigne par restauration toutes modifications des propriétés physiques d'un métal écroui par un traitement thermique, qui ne peuvent être mises en évidence dans la structure à l'échelle microscopique ou par des procédés radiographiques simples.

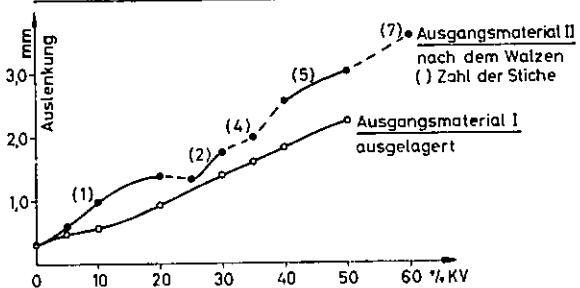
Les recherches sur les laitons n'ont été faites que sur les alliages monophasiques. Les laitons de décolletage contiennent le plus souvent une certaine quantité des deux phases α et β , ce qui complique beaucoup l'explication de la restauration. Selon Köster et Schüle [73], l'augmentation de la résistivité est, par écrouissage à température ambiante, plus accentuée dans les cristaux mixtes α que dans les métaux purs.

Le revenu a lieu en deux étapes. D'après Damask [74], la première est attribuée à une réaction tendant vers un ordre à courte distance et se manifestant par une augmentation anormale de la chaleur

spécifique entre 150-200° C. Ce phénomène avait déjà été étudié par Childs et LeClaire [75] par des mesures de frottement internes et expliqué par une réaction d'ordre induite par contrainte. A plus haute température, la deuxième étape de la restauration correspond à la recristallisation normale où la dureté et la résistivité diminuent alors que la constante de Hall augmente. Il a pu être établi qu'en dessous de 200° C, il se produit une faible augmentation de dureté, une légère augmentation de la résistivité et un déplacement de la constante de Hall dans le sens d'une réaction d'ordre, cette dernière disparaissant ensuite à plus haute température. A l'état revenu, Erdmann-Jesnitzer [76] ne trouve pas d'anomalies des caractéristiques en fonction de la teneur en zinc, mais il fait ressortir l'apparition de changements irréversibles de propriétés physiques à l'état écroui en général attribuée à une réaction d'ordre à courte distance.

Il n'est pas possible de confirmer cette hypothèse par des procédés radiographiques en raison des pouvoirs diffusant pratiquement identiques des deux composantes. Le comportement général des propriétés mécaniques en fonction de la teneur en zinc, de l'écrouissage et du traitement thermique, établi par cet auteur, se reflète dans les phénomènes de transport, fort sensibles à la structure.

a) Einfluss des KV und der Stichzahl.



b) Einfluss der Entspannungstemperatur und -zeit.

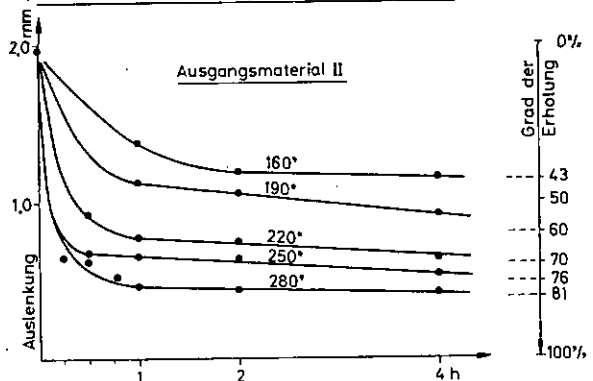


Fig. 35. Résultats de la méthode mécanique mesurant la flèche pour l'appréciation des contraintes résiduelles : a) Influence du degré d'écrouissage, du nombre de passes et du vieillissement ; b) Influence du temps et de la température du revenu, degré de restauration.

Ausgangsmaterial = matériau d'essai ; ausgelagert = stocké à temp. ambiante.

Matériau d'essai I : Cu 58,6-7 %, Pb 2,1-2 %
 HB 104 σ_B 42,2 kp/mm² δ_{10} 41,5 %
 II : Cu 59,8 %, Pb 2,2 %, Fe 0,13 %, Sn 0,25 %
 HB 93 σ_B 38,8 kp/mm² δ_{10} 50 %

Pour le laiton Ms 70, Whitwham et Hérenghuel [77] font une distinction entre une simple recristallisation à la suite d'un écrouissage de 5-40%, dont la courbe est parallèle à celle du ramollissement, et une recristallisation double au-dessus de 40% d'écrouissage. La première étape correspond, en effet, à un léger durcissement accompagné d'une nouvelle répartition des tensions internes sans changement visible de la structure. La deuxième étape est caractérisée par une chute de dureté due à la recristallisation modifiant le grain. Les températures de revenu au-dessus de 250°C semblent n'influencer que la cinétique du ramollissement du laiton α , pour un mécanisme identique.

Williams [78] trouve, par calorimétrie, que l'énergie emmagasinée durant l'écrouissage d'un laiton Ms 70 se trouve libérée dans l'intervalle de 10 minutes après celui-ci. Le revenu ultérieur est plus lent, contrairement à celui des métaux purs : il s'étale sur un temps plus long, et dépend du degré d'é-

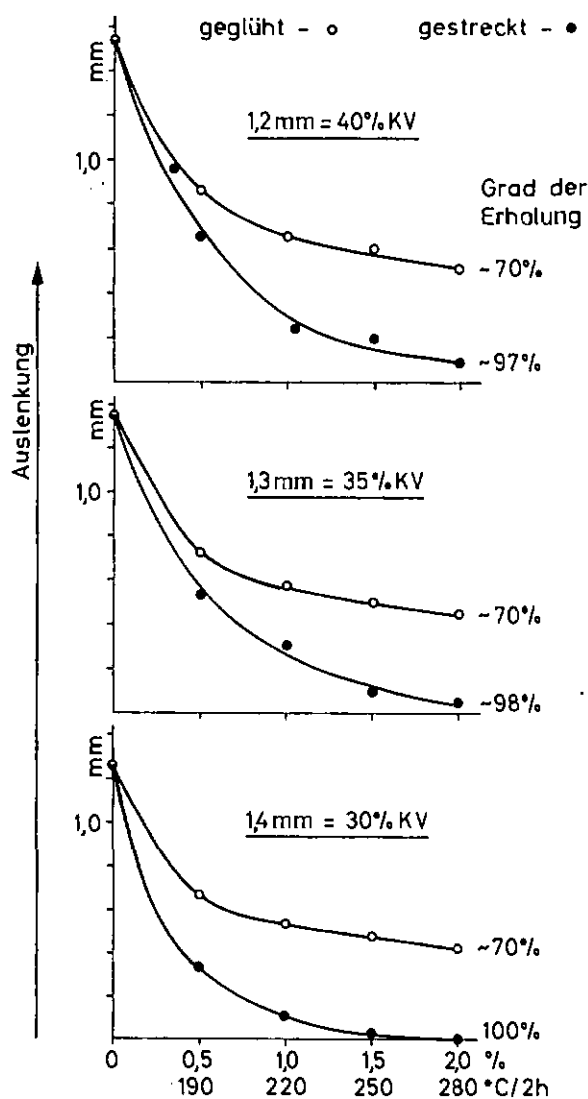


Fig. 36. Comparaison entre détente par revenu ou par « stretching » (0-2%). Auslenkung = flèche; geglüht = revenu; gestreckt = détente mécanique, étiré.

crouissage, de la température et des traitements thermiques précédents. Williams interprète ces résultats par une réaction d'ordre à courte distance couplée à une migration peu importante de lacunes et dislocations qui serait énergétiquement plus favorable que la simple disparition des défauts de structure aux trappes (sinks).

Après stockage de laiton α durant 28 semaines, à température ambiante, Mayer [79] n'a pu constater de différences visibles sur les anneaux de Debye-Scherrer en diffractions des rayons X. De tels changements ne seraient décelés que pour des revenus de longue durée à relativement haute température.

En phase β , la diffusion est plus rapide, mais on doit attendre également un revenu se produisant en deux étapes après l'écrouissage, dont la première pourrait éventuellement se produire à assez basse température après des temps suffisamment longs. D'autre part, il est connu que l'écrouissage ne perturbe pas l'ordre de ces phases ordonnées à grande distance.

Un autre phénomène est à retenir pour ces phases β dès que leur teneur en cuivre ne s'éloigne pas trop de la limite de phase. Par métallographie et radiocristallographie plusieurs auteurs [80, 81] ont remarqué une transformation martensitique induite par écrouissage, cela en dessous de 200°C, cette transformation provoquant, apparemment, un durcissement supplémentaire.

Les mesures de dureté à différentes températures de Savitskii [49] sur des alliages à une et deux phases montrent clairement que le revenu est plus rapide et que la formabilité est plus facile avec la phase β à moyenne et haute température.

Mes propres mesures, effectuées par la méthode de Seemann-Bohlin, ont confirmé ces constatations pour les laiton Ms 58 et 61. Ce n'est que pour des revenus provoquant une importante chute de dureté que les interférences de rayons X se resserrent ou que le dédoublement des lignes $K\alpha_1$, $K\alpha_2$ devient visible. Pour la phase β , cela se produit entre 280-310°C et pour la phase α entre 310-340°C.

Il a été essayé de définir par une mesure d'énergie d'activation les processus de revenu dans ces laiton. Les résultats donnés par les cinétiques de revenu, comme par exemple ceux des figures 35b et 36, ne sont pas utilisables, vu leur incertitude. Mais il est apparu clairement le fait que le comportement de l'alliage lors des traitements mécaniques et thermiques est toujours celui de la phase prédominante. Ainsi, à des températures voisines de 200°C, on peut attribuer un certain durcissement à la formation d'un ordre à courte distance en phase α (Damask, Köster et Schüle). Après un fort écrouissage et un revenu il y a augmentation des valeurs de dureté et de la limite élastique. D'autre part, le revenu à température ambiante lors du stockage d'alliages plutôt riches en phase β pourrait être interprété par la diffusion plus importante dans cette phase, cela éliminerait les concentrations de tensions et une martensite de déformation éventuelle (Massalski, Savitskii).

4.2. Détermination simple du degré de revenu

La méthode qualitative et mécanique de mesure rapide des tensions internes d'après **Brandt** [50] est de nouveau employée ici. La fraise prismatique fut remplacée par une fraise-scie de 5 mm de largeur, ce qui coupa nettement les fibres de tensions. Chaque 1/10 mm fut fraisé graduellement jusqu'au centre de l'éprouvette, en refroidissant énergiquement à l'aide d'une huile soluble. Pendant l'usinage toute l'éprouvette était serrée.

La flèche fut déterminée à l'aide d'un microscope de mesure sans toucher la pièce. Les améliorations mentionnées modifièrent les résultats de Brandt de la façon suivante : Les matériaux non détendus provoquent apparemment des tensions (flèches) plus élevées, alors que ces dernières sont plus faibles pour les matériaux détendus, phénomène dû probablement à l'absence de la pression du palpeur.

A l'aide de cette méthode rapide, l'influence du degré d'écroissage entre 0 et 60% fut étudiée, d'une part sur l'ensemble des tensions internes, et d'autre part en fonction de la température et de la durée du traitement thermique, ceci pour un degré d'écroissage moyen de 35%. C'est environ une année après les opérations de laminage que les essais furent entrepris, et le matériau accusait de ce fait un certain vieillissement (voir aussi chapitre 4.3). Pour cette raison l'essai fut répété avec un matériau identique, mais récemment laminé. Malgré la teneur en Cu plus élevée du second essai (59,8 contre 58,7%) les valeurs des caractéristiques mécaniques mesurées par le fournisseur étaient pratiquement identiques, spécialement pour les degrés supérieurs d'écroissage.

L'influence du degré d'écroissage sur la flèche (tensions internes) d'un matériau récemment laminé par rapport au matériau plus ancien est décrite à la **figure 35a**. Les fortes irrégularités de la courbe entre 20 et 40% du matériau II sont dues au nombre de passes de laminage différent. Pour un même degré de laminage, un nombre de passes plus élevé semble donner des valeurs des tensions internes plus faibles. Avec une seule passe de 20%, par exemple, on obtient une flèche plus grande qu'avec un écroissage même supérieur (25%), mais effectué en deux passes.

La **figure 35b** montre qu'avec un matériau laminé d'un degré d'écroissage moyen on n'obtient pour chaque température de revenu qu'un état déterminé de détente (par exemple 43% à 160°C). On remarque qu'en dessous de 220°C le maximum de détente possible est pratiquement atteint après une heure et aux plus hautes températures après une demi-heure environ. Entre deux et quatre heures se dessine déjà une courbe asymptotique tendant vers une valeur limite.

Avec la méthode de la flèche on ne mesure qu'une diminution de 80% des tensions internes après un traitement thermique de quatre heures à 280°C, alors que la méthode du momentmètre donnant 90-99%. Le chapitre « Usinage » a déjà démontré que l'allongement augmente de manière inacceptable avec un tel traitement thermique (σ_B/δ_{10}

< 4) qui peut donner lieu à une intense formation d'arêtes rapportées.

Par comparaison aux méthodes thermiques, l'enlèvement des tensions internes par allongement au domaine des déformations plastiques (Stretching, Recken) diminue plus fortement les tensions internes que le traitement thermique ; il peut même les éliminer. La résistance mécanique ne peut qu'en être améliorée. La **figure 36** décrit l'influence des températures courantes de détente, avec des taux d'étréage usuels. On ne peut atteindre qu'une détente maximum de 70% par les traitements thermiques décrits, alors que par traction on peut atteindre le 100%.

4.3. Restauration à température ambiante de laitons Ms 58 écroui

Le « vieillissement » qui apparaît parfois aussi avec un matériau étiré (barres), en fonction de la teneur en β , se manifeste beaucoup plus fortement avec des bandes laminées. Ceci est dû à plusieurs raisons, dont les effets s'additionnent probablement. Les degrés d'écroissage choisis en laminage sont en général plus forts. Raison pour laquelle les bandes ont une énergie interne plus élevée et sont fortement déformées dans toute leur section. Il n'est pas possible d'indiquer l'influence de la phase β , vu que l'étude ne portait que sur des titres pratiquement identiques. En fonction du temps, seul l'allongement est influencé après une année de stockage (voir extrait du **tableau 8/I**).

KV	HV (1963)	HV (1964)	σ_B (1963)	σ_B (1964)	δ_{10} (1963)	δ_{10} (1964)	$\Delta\delta_{10}$ en%
	kp/mm ²		kp/mm ²		%		
50 %	187	185	64	63,5	4,4	7,7	+75
40 %	178	176	59,5	60	6	8,6	+43
35 %	173	170	57	57,8	7	9,7	+39
30 %	165	165	54	55	9,5	11,1	+17
20 %	150	152	49	50	18,5	16,8	—*

* = différence de la teneur en Cu.

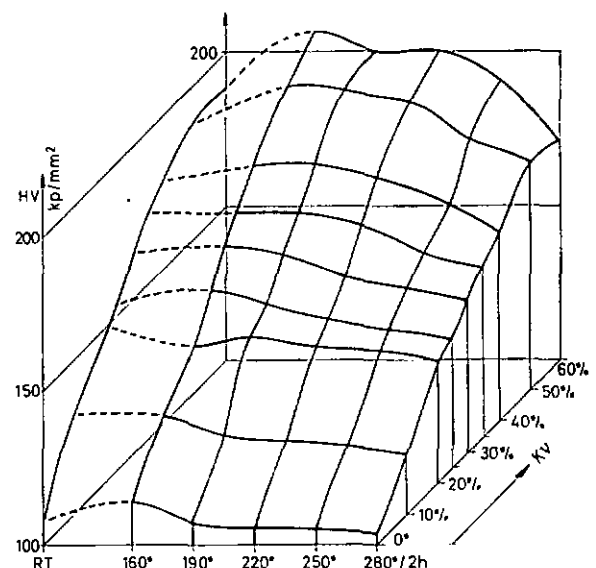


Fig. 37. Dureté Vickers (HV) du laiton 58 en fonction du degré d'écroissage (KV) et de traitements thermiques isochrones.

Tableau 8/f Caractéristiques mécaniques d'un laiton Ms 58 après divers écrouissages et traitements thermiques

KV	WB	HV	$\sigma_{0,2}$	σ_B	δ_{10}	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	VA	σ_B/δ_{10}
	h/°C	kp/mm ²	kp/mm ²	kp/mm ²	%	—	mmkp/mm ²	—
60 %	—	188	55,2	68	4	0,81	89	17
	2/160°	208	59,2	68	4	0,87	104	17
	2/190°	200	57	66,5	5,5	0,86	135	12
	2/220°	200	52,2	65,5	7,2	0,80	170	9,2
	2/250°	190	53,1	63	9,8	0,84	229	6,4
	2/280°	170	43	55,5	18	0,78	318	3,1
	50 %	—	187	52,2	64	4,4	0,82	100
2/160°		198	55,2	63	6,5	0,88	153	9,7
2/190°		198	52,4	61,5	7,7	0,85	184	8
2/220°		194	50,6	61,5	10	0,82	226	6,2
2/250°		181	49,5	59,5	12,2	0,83	270	4,9
2/280°		175	45,5	57	16	0,80	348	3,6
40 %		—	178	49,8	59,5	6	0,84	124
	2/160°	183	50,2	58	9	0,87	188	6,5
	2/190°	183	49,2	57,5	10,3	0,86	219	5,6
	2/220°	178	48,3	57,5	12	0,84	260	4,8
	2/250°	172	45,3	55,5	15,5	0,82	298	3,6
	2/280°	161	44	54,5	18,5	0,81	377	2,9
	35 %	—	173	48	57	7	0,84	140
2/160°		172	48	55,5	13	0,87	264	4,3
2/190°		172	46,2	55	15	0,84	307	3,7
2/220°		168	44,5	54,5	16,6	0,82	342	3,3
2/250°		158	42,8	53,5	18	0,80	386	3,0
2/280°		156	42,7	53	21,5	0,81	445	2,5
30 %		—	165	46	54	9,5	0,85	185
	2/160°	167	44,5	52,5	16	0,85	316	3,3
	2/190°	164	43	52,5	17	0,82	340	3,1
	2/220°	157	41,8	52	18,5	0,80	364	2,8
	2/250°	153	40	51	21,5	0,78	412	2,4
	2/280°	150	39,4	50,5	23	0,78	452	2,2
	25 %	—	153	41,8	51	15,2	0,82	285
2/160°		158	41	50	19	0,82	356	2,6
2/190°		153	40	50	21,6	0,80	372	2,5
2/220°		148	39,3	50	22	0,79	428	2,3
2/250°		145	37,3	48	24	0,78	434	2,0
2/280°		141	36,5	48	24	0,76	439	2,0
20 %		—	150	41,5	49	18,5	0,85	365
	2/160°	145	38,5	47,5	22	0,81	368	2,2
	2/190°	149	38,2	48,5	24,5	0,79	439	2,0
	2/220°	144	35,5	47	26,5	0,76	504	1,8
	2/250°	143	34,5	47	26,5	0,74	479	1,8
	2/280°	140	33,8	46	31	0,74	518	1,5
	10 %	—	133	30	42,5	31,5	0,71	480
2/160°		132	27,8	42	34	0,66	519	1,2
2/190°		125	27,7	43	37	0,64	585	1,2
2/220°		124	26,6	42	36	0,63	546	1,2
2/250°		122	25,2	42	38	0,60	577	1,1
2/280°		119	25,2	42	38,5	0,60	572	1,1
0 %		—	107	16,6	38	46	0,44	631

Les différences entre les valeurs de résistance à la traction et la dureté sont des dispersions, ou irrégularités dues à la différence en cuivre des deux matériaux.

La restauration, déterminée par la méthode de flexion, atteint environ 30% pour un stockage de 12 mois à température ambiante. Pour mieux éclaircir le phénomène étudié, il faudrait contrôler le matériau II, qui nous est mieux connu, à intervalles réguliers et durant plusieurs mois.

5. TRAITEMENTS THERMIQUES DE REVENU ET CARACTÉRISTIQUES MÉCANIQUES DES LAITONS

Les traitements thermiques entrepris dans cette étude sont tous situés en dessous de la température de recristallisation, car par la diffusion qui s'opère à cette dernière, les caractéristiques mécaniques sont modifiées énormément. En fonction du degré d'écrouissage, de la durée et des températures, les paragraphes suivants traitent de l'influence des traitements thermiques sur la dureté, la résistance à la traction, l'allongement à la rupture, le travail de déformation spécifique et le quotient σ_R/δ_{10} .

Si elles sont bien interprétées, comme on l'a vu au chapitre « Usinage », les caractéristiques mécaniques décrivant l'état du matériau (tableau 8/I) permettent de préjuger de son comportement probable à l'outil de coupe.

5.1. Revenu ménagé et dureté

Sur le matériau II (Cu 59,8%) la dureté Vickers fut mesurée trois fois avec une charge de 1 kp pour chaque état, à l'aide d'une machine WILSON-TUKON. Les moyennes sont indiquées dans le tableau 8/I et la figure 37.

Pour des degrés d'écrouissage de 40% et plus, les traitements thermiques entre 160° et 220° C eurent pour conséquence d'augmenter la dureté, ce qui est probablement dû à cette réaction d'ordre à courte distance qui a déjà été mentionnée [80, 81].

En dessus de 220° C, la dureté des matériaux fortement écrouis diminue nettement. Cette diminution est proportionnelle à l'écrouissage et dépend de la restauration des cristaux. Si l'on se réfère à un seul matériau, les différences de dureté sont assez fortes avec différents degrés d'écrouissage, et moins visibles avec différents traitements thermiques. Dans un groupe de matériaux, de tolérances et de fabrication identiques, la dureté en soi ne permet pas d'estimer avec autant de sûreté si un matériau est facile à usiner. L'influence des traitements thermiques peut augmenter l'insécurité de ces prévisions. En effet, dans certains cas la dureté et la résistance mécanique ne varient pas ou même augmentent, alors que l'allongement à la rupture augmente déjà sous l'effet d'un mécanisme de restauration qui reste à préciser (voir l'exemple d'un traitement thermique de 2 heures à 160° C). Ainsi cette augmentation de l'allongement peut modifier les caractéristiques du matériau sans changer sa dureté de façon perceptible.

La mesure de l'allongement, dans cet intervalle de température, est plus sensible pour juger du degré de restauration, et, exprimé en travail de déformation spécifique, l'allongement est un meilleur critère que la dureté.

5.2. Effet du revenu ménagé sur l'allongement à la rupture

L'augmentation de l'allongement à la rupture en fonction d'un traitement thermique de revenu de 2 heures, pour un matériau laminé à 35% (tableau 8/I) est comparée avec les résultats de la figure 35b. Ces derniers ont été déterminés par la méthode mécanique (mesure de la flèche, décrite plus haut), déterminant le degré de restauration.

Traitement	δ_{10}	$\Delta\delta_{10}$ en %	Flèche	Restauration
oWB	7%	± 0	1,97 mm	0%
2h 160° C	13	+ 86	1,20	39
2h 190° C	15	+114	1,06	46
2h 220° C	16,6	+137	0,75	62
2h 250° C	18	+157	0,64	68
2h 280° C	21,5	+208	0,43	78

On parle d'une restauration à 100% si l'éprouvette ne fléchit plus, ce qui correspond à un traitement thermique de 2 heures à 450° C (recristallisation). Avec un degré d'écrouissage moyen de 35%, l'augmentation du degré de restauration est comparable à celui de l'allongement à la rupture; toutes deux sont influencées dans la même mesure par un même phénomène.

5.3. Corrélation entre les caractéristiques mécaniques et la stabilité de forme des pièces usinées

Les essais de résistance mécanique sur des éprouvettes d'épaisseurs variables (0,8 - 2 mm) furent faites à longueur totale constante et variation graduelle de la largeur de 10 à 20 mm; ceci pour permettre une comparaison valable de δ_{10} .

Les résistances mécaniques et les allongements sont représentés graphiquement à la figure 38 en fonction du degré d'écrouissage et de la température de revenu; il s'agit d'un laiton Ms 58. En partant de l'état non détendu, les modifications de la résistance mécanique et de l'allongement à la rupture sont relevées en fonction d'un traitement thermique de 2 heures à 190, 220, 250 et 280° C. Plus le métal est écroui, plus l'augmentation de l'allongement et la diminution de la résistance à la traction sont importantes à la suite d'une détente par revenu.

La partie inférieure de la figure 25 correspond au durcissement dû à l'écrouissage seul. Si le métal subit un revenu, il acquiert des allongements plus grands jusqu'à ce qu'il atteigne une courbe limite correspondant à la recristallisation, qu'il suit alors de haut en bas à mesure que l'on augmente la température.

Ainsi qu'il en a été fait mention au chapitre « Usinage », le travail spécifique de déformation et le quotient σ_R/δ_{10} servent non seulement à prévoir le comportement du matériau à l'usinage, mais aussi

à évaluer l'état des tensions internes. Cette description est valable pour toute forme du produit semi-ouvré (bandes, barres), mode d'usinage (découpage, tournage, perçage, fraisage) et pour un large groupe d'alliages du cuivre.

Un faible **travail spécifique de déformation** ($< 140 \text{ mm} \cdot \text{kp/mm}^3$) est l'indice d'une augmentation inadmissible de tensions internes et de déformations des pièces usinées. La limite supérieure du **quotient** devient :

$$\sigma_B / \delta_{10} < 8,5$$

IV.

REMARQUES FINALES

Le but de ce travail était de mettre en évidence et d'analyser les causes d'irrégularités de l'usinabilité du laiton de décolletage, d'en établir des corrélations et de définir des critères objectifs à l'intention du métallurgiste et de l'utilisateur.

Selon **Bickel** [82], l'amélioration de l'usinabilité est la tâche du métallurgiste, alors que sa définition et le développement des méthodes de contrôle et d'appréciation sont plutôt du ressort d'un ingénieur de production ou d'un chercheur en matière d'usinabilité.

Une collaboration étroite est nécessaire ; cependant, l'immixtion de spécialistes dans les domaines réciproques n'est pas profitable. Malgré cela, dans cette étude, le travail d'une seule personne a conduit au succès sur de nombreux points, en particulier parce que les buts, les observations et les expériences ont pu être serrés de plus près lors de la fabrication, du contrôle et de l'emploi des matériaux.

Ce travail a fait ressortir différents faits essentiels. Seul un domaine bien défini de caractéristiques se prête au finissage du laiton. Les tensions internes, non désirées, croissent avec l'écroutissage. Des traitements thermiques de détente conduisent à de nouvelles difficultés d'usinage qui se manifestent

par la formation de bavures ou la diminution de la durée de coupe par formation d'arêtes rapprochées. Enfin, les recherches sur le mécanisme de la coupe et la formation des copeaux ont livré des indications sur les degrés d'écroutissage et les traitements thermiques les plus favorables. Ces problèmes sont souvent interdépendants. Les quelques points intéressants suivants méritent une attention particulière :

- Il a été possible de réduire la dispersion de la machine-outil et des outils par rapport à celle due au matériau en effectuant des **recherches poussées sur les vibrations** dans la machine-outil, en supprimant certaines sources de vibrations et en observant le comportement dynamique de la machine jusqu'à la pointe des outils.
- Une rugosité minimale comme critère principal du finissage n'est réalisable que lorsque les machines fonctionnent avec un minimum de vibrations et si la formation du copeau discontinu ne fait pas entrer en résonance un outil ou un porte-outil d'insuffisante rigidité.
- Une étude théorique et expérimentale de la **formation des copeaux** a permis d'approfondir les connaissances en ce qui concerne le mécanisme de la coupe. Les causes de la formation du copeau continu et discontinu ont été comparées.
- **Des traitements thermiques de revenu** ont permis de faire ressortir de façon appréciable leur influence sur l'état physique du matériau, en particulier en ce qui concerne les tensions internes, la résistance à la traction et l'allongement, qui est d'une grande importance technique.
- La comparaison des propriétés mécaniques du matériau et des forces de coupe nécessaires à la formation du copeau a permis d'établir des **corrélations** entre ses propriétés mécaniques et son usinabilité. Les températures de coupe modérées lors de l'usinage du laiton réduisant la

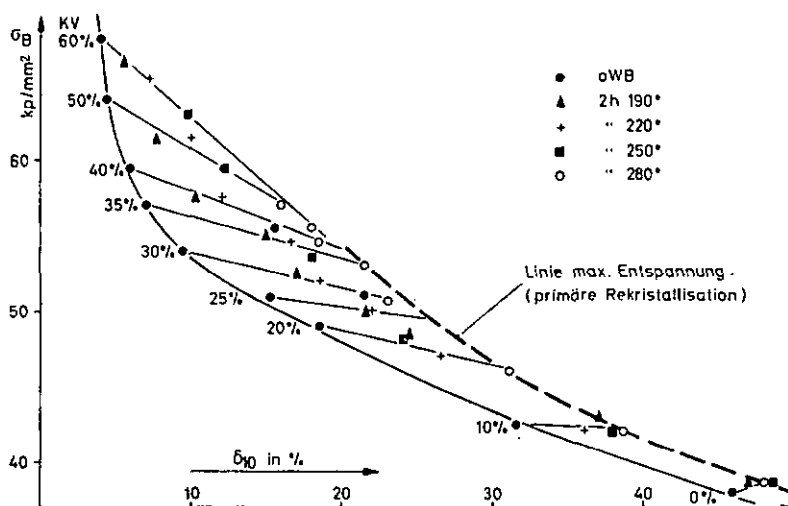


Fig. 38. Résistance à la traction et allongement de rupture d'un laiton 58 typique en fonction du degré d'écroutissage et de traitements thermiques.

Linie max. Entspannung (primäre Rekristallisation) = limite de revenu max. (recristallisation primaire).

détérioration de l'outil plutôt à une lente usure par abrasion.

- Des paramètres relatifs aux caractéristiques mécaniques du matériau, dont les différences sont significatives, ont été étudiés afin de savoir s'ils peuvent servir de **critères d'usinabilité** aux alliages cuivreux de décolletage. Le **quotient** σ_H/δ_{10} en est un. Il permet de faire avec sûreté des prévisions sur la formation des copeaux, de bavures et d'arêtes rapportées dans la plupart des procédés d'usinage par enlèvement des copeaux. Elles sont valables pour les laitons, respectivement les maillechorts de décolletage avec 58-61 %, respectivement 47 % de Cu. De plus, ce quotient peut servir à l'appréciation de l'état des tensions internes.

Dans la réalisation de ce travail, il fut admis que les **aspects métallographiques** (grosseur du grain, pourcentage des phases, en partie aussi composition chimique) ont une importance secondaire pour l'usinage, tant que l'on travaille dans les limites du quotient σ_H/δ_{10} .

Dans de nombreux cas, il a été toutefois observé un comportement inattendu de la phase β . Sa courbe de ramollissement a une pente plus forte que celle de la phase α et, aux températures de coupe modérées, elle donne lieu à plus d'usure. Si ces dernières augmentent, elle donne lieu au col-

lage (laitonnage). Lors du tournage au diamant, elle occasionne facilement des raies. En outre, pour des pourcentages élevés, une restauration a pu être constatée par l'augmentation de l'allongement de rupture, cela après un stockage de 1 à 4 ans à la température ambiante.

L'usine métallurgique Boillat S.A., Reconvilier, et son plus important client, Ebauches S.A., ont proposé cette étude en 1958 et l'ont généreusement appuyée depuis lors. C'est au Laboratoire de Machines-Outils de l'E.P.F., au Laboratoire Suisse de Recherches Horlogères à Neuchâtel et à Boillat S.A., qu'a débuté la partie expérimentale de ce travail, ensuite poursuivi et terminé à l'Institut d'Etudes Métallurgiques Appliquées S.A. à Neuchâtel.

Ce travail fut dirigé par le professeur E. Bickel, décédé en 1963, et par le Dr S. Steinemann. J'exprime également ma gratitude aux professeurs Dr W. Form et R. Poget pour leur aide stimulante et leurs critiques relatives aux questions du domaine de la métallurgie et de celui du comportement dynamique des machines-outils, ainsi qu'à M. Kessler pour la construction d'instruments de mesure, sa collaboration lors des essais et l'exécution des dessins. M^{me} Bonhôte et M. Linder ont contribué à la traduction du texte original, allemand.

V. BIBLIOGRAPHIE

- [1] — "An Evaluation of the Present Understanding of Metal Cutting". Battelle Memorial Inst., Columbus, for ASTE Res. Fund., Detroit 1959.
- [2] O. W. Ellis. Note on the Machining of Brass (Stampings). J. Inst. Metals 17 (1917) 25.
- [3] H. L. Heathcote. Diskussionsbeitrag zu Ref. [2], S. 54.
- [4] E. Guttmann. Bearbeitungsprüfung von Hartmessing. Werkstattstechnik 26 (1932), 273.
- [5] Lorenz, Keep. (Bohrverfahren mit Gewichtsvorschub.) Iron Age 1899, 9.
- [6] (Hydraul. Zweikomponenten-Messapparat). DRP 280 436.
- [7] Hippler. Die Dreherei und ihre Werkzeuge. Springer, Berlin 1923.
- [8] M. Kronenberg. Grundzüge der Zerspanungslehre. Springer, Berlin 1954.
- [9] A. Wallich, W. A. Herweijer. Die Zerspanbarkeit von Automaten-Kupferlegierungen beim Dreh- und Bohrvorgang. Werkzeugmaschine 40 (1936), 1, 22.
- [10] A. Wallich, H. Opitz. Messen schnellwechselnder mechanischer Kräfte. Stahlisen 51 (1931), 1478.
- [11] G. Depiereux, A. Wallich. Neue Erkenntnisse über die Zerspanbarkeitseigenschaften von Automatenstählen. Werkstattstechnik 27 (1933), 411, 434.
- [12] W. B. Sallitt. The Machining Properties of Copper Alloys. J. Inst. Metals 65 (1939), 53.
- [13] M. Cook, E. Davies. Free-Turning Brass. J. Inst. Metals 65 (1939), 65.
- [14] O. Ciragan. Das Abstumpfungskriterium für Drehstähle beim Schlichten. Diss. ETH 1953.
- [15] E. Ruoff (Doderer, Lauterbach). Rapporte des Zerspanungsprüffeldes der Diehl-Messingwerke Nürnberg (pers. Mitteilung).
- [16] F. Santini. Rapporte über Zerspanungsuntersuchungen des Centre de Recherches des Tréfileries et Laminaires du Havre, Antony (Seine).
- [17] H. Schallbroch, H. Bethmann. Kurzprüfverfahren der Zerspanbarkeit. Teubner, Leipzig 1950.

- [18] E. Brödner. Zerspanung und Werkstoff. W. Girardet, Essen 1950.
- [19] H. Schallbroch, H. Schaumann, R. Wallich. Zerspanbarkeitsprüfung durch Messverfahren für Schnitttemperatur und Werkzeugverschleiss. Z. Metallkde. 30 (1938), 34.
- [20] D. K. Crampton. Effect of Structure and Composition on the Machinability of Copper Alloys. Metal Progress 46 (1944), 275.
- [21] E. Bickel. Die Problematik der Definition und Messung der Zerspanbarkeit metallischer Werkstoffe. Werkstattstechn. 53 (1963), 429.
- [22] A. Künzli. Das Messen und Prüfen der Rauheit an technischen Oberflächen. Schweizer Archiv 30 (1964), 179.
- [23] S. A. Tobias. Schwingungen an Werkzeugmaschinen. C. Hanser, München 1961.
- [24] H. Berthold. Das Messen der Schnittkräfte beim Drehen. Wiss. Z. TH Dresden 8 (1958/9), 773.
- [25] E. Bickel. Die Problematik der Messung von wechselnden Kräften an der Werkzeugschneide. Microtecnic 14 (1960), 254.
- [26] F. Eugène. The Influence of the Structural State of Steels upon Machinability and some Observation on the Physics of Chip Formation. Int. J. Mach. Tool Des. and Res. 3 (1963), 13.
- [27] A. P. Sokolowski. Präzision in der Metallbearbeitung. Berlin: Verlag Technik 1955.
- [28] H. J. Lambert (H. B. Velthuis). Finish-Turning Research at the Technological University, Delft. CIRP-Ann. 10 (1961/2), 247.
- [29] H. Ernst, M. E. Merchant. Chip Formation, Friction and High Quality Machined Surfaces. Trans. ASM 29 (1941), 299.
- [30] D. Gideon, R. Simon, H. Grover. The Mechanism of Chip Formation. Ref. [1], S. 49.
- [31] G. Schlesinger. Messung der Oberflächengüte. Springer, Berlin 1951.
- [32] N. H. Cook, I. Finnie, M. C. Shaw. Discontinuous Chip Formation. Trans ASME 76 (1954), 153.
- [33] V. Piispanen. Theory of Formation of Metal Chips. J. Appl. Phys. 19 (1948), 876.

- [34] *M. Field, M. E. Merchant*. Mechanics of Formation the Discontinuous Chip in Metal Cutting. *Trans. ASME 71* (1949), 421.
- [35] *M. C. Shaw, S. R. Sanghani*. Cutting Characteristics with Variable Undeformed Chip Thickness. *CIRP-Ann. 10* (1961/2), 240.
- [36] *S. Steinemann*. Zur Überwindung der heutigen Leistungsgrenzen bei der Metallzerspanung. *Schw. Arch. 30* (1964), 174.
- [37] *H. J. Wallbaum*. Zerspanbares Kupfer. *Ind. Anz. 85* (1963), 1639.
- [38] *F. Hayama*. The Cutting Mechanism of Brass Containing Lead. *Rep. Cast. Res. Lab. Waseda Univ. No 6* (1955), 61.
- [39] *M. C. Shaw, P. A. Smith, N. H. Cook, E. G. Loewen*. Lead Steel and the real Area of Contact in Metal Cutting. *Trans. ASME 79* (1957), 1165.
- [40] *R. Poget*. Vibrations dans les machines-outils, leur influence sur la production, moyens de les réduire. *Industr. Org. 33* (1964), 399.
- [41] *J. Seidel*. Rekristallisationsdiagramm von Ms 58. Nicht veröff. (Juli 1959).
- [42] *Kokubo*. Change of Hardness of a Plate Caused by Bending. *Sc. Rep. Tohoku Imp. Univ. Ser. 1, 21* (1932), 256.
- [43] *G. Sines, R. Carlson*. Hardness Measurements for Determination of Residual Stresses. *ASTM-Bull. No. 180* (Febr. 1952), 35.
- [44] *L. Guillet*. Le titre fictif. *Rev. Mét. 3* (1906), 243.
- [45] *P. A. Bonnelance*. I. Fa. Tarex S.A., Genève.
- [46] *F. W. Boulger u.a.* Constant-Pressure Lathe Test for Measuring the Machinability of Free-Cutting Steels. *Trans. ASME 71* (1949), 431.
- [47] *G. Schlesinger*. Fortschritte der Stahlwerke bei der Herstellung hochlegierter Schnellarbeitsstähle. *Stahlisen* (1913), 929.
- [48] *G. M. Schwab*. Mechanical Properties of Intermetallic Compounds. New York 1960: John Wiley, S. 78.
- [49] *E. M. Savitskii*. *Wie Ref.* [48], S. 91.
- [50] *W. Brandt*. Innere Spannungen und Verzug in der Fabrikation von Uhrenrohwerken. *Prométal No. 39* (1954), 359.
- [51] *E. Siebel*. Die Prüfung der metallischen Werkstoffe. Springer Berlin 1955, S. 43.
- [52] *K. Matthaes*. Die Brucharbeit als Qualitätszahl und Werkstoffkonstante. *Z. Metallkunde 53* (1962), 265.
- [53] *R. J. Anderson, E. G. Fahlman*. A Method of Measuring Internal Stress in Brass Tubes. *J. Inst. Metals 32* (1924), 367.
- [54] *E. Siebel, M. Pfender*. Dehnungen und Restspannungen in geschweissten Konstruktionen. *Arch. Eisenhüttenwesen 7* (1933/4), 407.
- [55] *J. Mather*. Determination of Metal Stresses by Measuring the Deformation Around Drilled Holes. *Trans. ASME 86* (1934), 249.
- [56] *D. G. Richards*. A Study of Certain Mechanically-Induced Residual Stresses. *Proc. Soc. Exp. Stress Anal. 3* (1945), 40.
- [57] *R. G. Trouting, W. T. Read*. A Mechanical Determination of Biaxial Residual Stress in Sheet Materials. *J. Appl. Phys. 22* (1951), 130.
- [58] *J. L. Waisman, A. Phillips*. Simplified Measurement of Residual Stresses. *Proc. Soc. Exp. Stress Anal. 9* (1951), 29.
- [59] *J. Seidel*. Beitrag zur Messung von Restspannungen in Bandmaterial, *Schweizer Archiv 30* (1964), 158.
- [60] *R. Glocker*. Materialprüfung mit Röntgenstrahlen. Springer, Berlin 1958.
- [61] — DIN 50114. Entwurf Juli 1963 und Ref. [51].
- [62] *W. M. Baldwin jr.* Residuals Stresses in Metals. *Proc. ASTM 49* (1949) Edgar Marburg Lecture.
- [63] *E. Brandenberger*. *Allg. Metallkunde*. Reinhardt, Basel 1952, S. 91.
- [64] *U. Dehlinger*. Die Entstehung von inneren Spannungen bei Vorgängen in Metallen. *Z. Metallkunde 50* (1959), 126.
- [65] *E. Orowan*. *Int. Stresses and Fatigue in Metals*. Elsevier Publ. 1959, S. 59f.
- [66] *B. L. Averbach*. Plastic Deformation in the Rolling Process. *Trans. AIME (J. Metals) 188* (1950), 150.
- [67] *R. M. Baker, R. E. Rieksecker, W. M. Baldwin jr.* Development of Residual Stresses in Strip Rolling. *Trans. AIME 175* (1948), 337.
- [68] *J. M. Capus, M. G. Cockcroft*. Relative Slip and Deformation During Cold Rolling. *J. Inst. Metals 90* (1961/2), 289.
- [69] *E. Siebel*. *Steel 94* (1934), March 19, April 9.
- [70] *A. R. Martin*. Practical Aspects of Stretching Aluminium Alloy Plate for Aircraft. *J. Inst. Metals 92* (1963/4), 6.
- [71] *G. Forrest*. Internal or Residual Stresses in Wrought Aluminium Alloys and Their Structural Significance. *J. Roy. Aeronaut. Soc. 58* (1954), 261.
- [72] *R. W. Cahn*. Internal Strains and Recrystallization. *Progr. Metal Phys. 2* (1950), 151.
- [73] *W. Köster, W. Schüle*. Leitfähigkeit und Hallkonstante. III. Kupfer-Zinklegierungen. *Z. Metallkunde. 48* (1957), 588.
- [74] *A. C. Damask*. Some Resistivity Effects on Short-Range Order in α -Brass I. *Appl. Phys. 27* (1956) 610.
- [75] *B. O. Childs, A. D. LeClaire*. Relaxation Effects in Solid Solutions Arising from Changes in Local Order. *Acta Met. 2* (1954), 718.
- [76] *F. Erdmann-Jesnitzer*. Entfestigung verformten Alpha-Messings. *Metall 14* (1960), 525.
- [77] *D. Whitwham, J. Hérenghuel*. Partielles Entfestigungsglühen (« Rückglühen ») nach Verformung. *Härt.-Techn.-Mitt. 16* (1961), 99.
- [78] *R. O. Williams*. The Changes in Internal Energy of a Copper-Zinc Alloy Resulting from Deformation and Recovery near 25 °C. *Trans. Met. Soc. AIME 227* (1963), 1290.
- [79] *A. Mayer*. Fenomeni di ricupero et di ricristallizzazione in lamine sottili incrudite per lavorazione a freddo. *Metallurgia ital. 55* (1963), 580.
- [80] *T. B. Massalski, C. S. Barrett*. Strain-Induced Transformation in β -Phase. *Trans. AIME 209* (1957), 455.
- [81] *E. Hornbogen, A. Segmüller, G. Wassermann*. Martensitische Umwandlung bei der Verformung von abgeschrecktem β -Messing. *Z. Metallkunde 48* (1957) 379.
- [82] *E. Bickel*. Die Bearbeitbarkeit der Werkstoffe. Disk.-beitrag zur Arbeitstagung des CIRP in Aachen. 1959 (Januar).

VI. CURRICULUM VITAE

Né à Berne, le 21 décembre 1934, j'ai fréquenté l'école primaire de Neuhausen/Rheinfall et préparé mes études en chimie au Realgymnasium de Bâle (maturité type B en 1953). Influencé par l'exemple de mon père, vu le manque de métallurgistes, j'ai, durant mes derniers semestres à l'École polytechnique fédérale à Zurich, élargi mes connaissances en chimie en suivant tous les cours de la section métallurgique. Après l'obtention de mon diplôme en 1958, et après avoir payé les galons de lieutenant d'artillerie, je fus chargé par les maisons Ebauches S.A., Neuchâtel, et Boillat S.A., Reconvilier, d'entreprendre, sous une forme indépendante, une vaste étude sur l'usinabilité des laitons. Les résultats de ces travaux sont consignés dans la présente thèse.