



Le contact thermique pièce–outil lors d’une opération de forgeage à chaud: validation de l’hypothèse de résistance thermique de contact et influence de la loi de comportement de la pièce

The workpiece–die thermal contact during a hot forging process: validation of the thermal contact resistance assumption and influence of the workpiece constitutive law

B. Bourouga ^{a,*}, V. Goizet ^b, J.P. Bardon ^a

^a *Laboratoire de Thermocinétique, UMR CNRS 6607, E.P.U.N., rue Christian Pauc, La Chantrerie, B.P. 90604, 44306 Nantes Cedex 03, France*

^b *FORTECH/ARDEM, BP 173, 09102 Pamiers Cedex, France*

Received 28 March 2000; received in revised form 22 November 2000

Abstract

The heat transfer at the workpiece–die interface is controlled by thermal interface resistance. In the cases of dry contact or mixed lubrication, one speaks about thermal contact resistance (TCR). During hot forging, the workpiece–die contact is not static since the normal stress at the interface monotonously increases as the forging force. In this paper, the assumption of TCR in the case of the workpiece–die interface during the hot forging process is validated experimentally. The experiment shows that the TCR depends only on the instantaneous strain, which makes it an intrinsic parameter related to the instantaneous structure of the interface and not to the forging time. The significant role of the constitutive law of the workpiece on the evolution of the TCR is also shown. © 2001 Elsevier Science Ltd. All rights reserved.

Résumé

Le transfert de chaleur à l’interface pièce–outil est gouverné par la résistance thermique d’interface. Dans les cas de contact sec ou de lubrification dite mixte, on parle de résistance thermique de contact (RTC). Pendant le forgeage, le contact pièce–outil n’est pas statique puisque la contrainte normale à l’interface est monotone croissante à l’image de l’effort de forgeage. Le présent article valide par l’expérience l’hypothèse de la présence d’une RTC à l’interface pièce–outil de forgeage. On montre notamment que la RTC ne dépend que de la déformation instantanée, ce qui fait d’elle un paramètre intrinsèque lié à la structure instantanée de l’interface et non au temps de forgeage. On montre également le rôle important de la loi de comportement de la pièce sur l’évolution de la RTC. © 2001 Elsevier Science Ltd. All rights reserved.

Keywords: Résistance thermique de contact; Transfert thermique; Forgeage à chaud; Interface pièce–outil; Loi de comportement; Déformation plastique; Vitesse de forgeage

* Corresponding author. Tel.: +33-2-4068-3156; fax: +33-2-4068-3141.

E-mail address: brahim.bourouga@isitem.univ-nantes.fr (B. Bourouga).

1. Introduction

La bibliographie montre que le contact thermique pièce–outil de forgeage suscite un intérêt manifeste

Nomenclature			
a	rayon moyen d'apérité (m)	δ_j	hauteur moyenne d'apérité (m)
b	rayon du tube de flux (m)	Δh	déformation axiale moyenne (m)
E	module d'Young (MPa)	$\bar{\varepsilon}$	taux de déformation axiale moyen
$F(t)$	effort de forgeage (N)	v	vitesse de forgeage (m/s)
h_0	hauteur initiale de la pièce (m)	$\lambda = 2\lambda_p\lambda_o/(\lambda_p + \lambda_o)$	conductivité harmonique moyenne (W/mK)
n	densité des point de contact (m^{-1})	$\sigma_e(\theta_i)$	contrainte d'écoulement correspondant à θ_i (MPa)
R_c	résistance thermique de contact surfacique (m^2K/W)	$\bar{\sigma}_n$	pression de contact moyenne (MPa)
$R_c(t)$	résistance thermique de contact instantanée (m^2K/W)	θ_i	température de contact à l'interface ($^{\circ}C$)
R_s	résistance thermique de constriction (K/W)		
s^*	taux réel de contact ou portance	<i>Indices</i>	
T_p^0	température initiale de la pièce ($^{\circ}C$)	i	interface
S	section droite de la pièce (m^2)	o	outil
t	temps (s)	p	pièce
		<i>Exposant</i>	
		0	initial

depuis plus d'une décennie en raison de nécessités exprimées par l'essor de la simulation numérique de la mise en forme des métaux [1–14]. Tous les travaux recensés considèrent implicitement que l'hypothèse de résistance thermique de contact (RTC) est valable quelles que soient les conditions et le mode de forgeage. Une majorité considère également que la RTC est uniforme à travers toute l'interface pièce–outil et qu'elle reste constante durant tout le processus de mise en forme. En fait, les auteurs s'intéressent au niveau de valeur de la RTC ainsi définie et à son comportement sous l'influence de certains paramètres de forgeage. La grande diversité des configurations étudiées (type de presse, nature et taille de pièce, type d'interface, ...) alliée à la grande disparité des approches (instrumentations, modèles de dépouillement, hypothèses diverses, ...) ont donné lieu à une grande dispersion des résultats quant à la qualité du contact thermique pièce–outil de forgeage [15,16].

Le contact pièce–outil de forgeage n'est pas statique et reste résolument évolutif en raison de la croissance de l'effort de forgeage. Il s'agit d'un contact dynamique où la structure de l'interface varie au gré du champ de contrainte normal à l'interface et du champ de température qui fixe la valeur de la contrainte d'écoulement de la pièce. Dans le cas d'un contact sec, il est prévisible que les conditions de contact et la RTC, si celle-ci existe, ne soient ni constantes ni uniformes. Entre l'amorce de l'opération de forgeage et sa fin, elle évoluent localement en s'améliorant jusqu'à l'état final en raison des déformations subies par les deux surfaces en contact. Les conditions thermiques de contact à l'état initial résultent

de la structure initiale de l'interface soumise au seul poids propre de la pièce (phase de séjour de la pièce sur l'outil avant déformation). L'évolution temporelle locale des conditions thermiques de contact sont liée à l'effort de forgeage et à la loi de comportement de la pièce directement dépendante du champ de température et de son évolution au cours de l'opération de forgeage.

L'idée de vouloir caractériser cette évolution au moyen d'un seul paramètre 'résistance thermique de contact' et d'analyser l'influence sur celui-ci des conditions de forgeage suppose que la notion de RTC reste valable. En effet s'il est toujours possible de mesurer à chaque instant un saut de température ΔT à l'interface ainsi qu'un flux de chaleur $\phi(t)$ la traversant, il n'est pas sûr que le rapport $R_c(t) = \Delta T/\phi$ soit comme en régime permanent, une grandeur intrinsèque à la structure de l'interface qui existe à l'instant t . A l'échelle locale de l'interface, les phénomènes thermiques et mécaniques ne sont pas forcément établis à chaque instant, et les vitesses d'évolution de la température et des déformation peuvent y jouer un rôle insoupçonné. Notre démarche a donc consisté à admettre valide cette hypothèse de RTC sous réserve de la vérifier a posteriori. Ainsi, nous avons commencé par développer une méthodologie expérimentale fine et fiable qui a permis de mesurer en temps réel, à l'interface pièce–outil, le saut de température ΔT , le flux $\phi(t)$ et le rapport $R_c(t) = \Delta T/\phi$ sensé représenter les conditions thermiques de contact à l'instant t [17]. Forts de cette technique de mesure, nous avons pu étudier l'influence sur $R_c(t)$ des paramètres de forgeage les plus en vue: température de la pièce, température de l'outil, lubrification, vitesse de forgeage [18].

L'objet du présent article porte sur l'analyse de certains résultats expérimentaux intéressants, et concerne la vérification de la validité de l'hypothèse de résistance thermique de contact à l'interface pièce–outil durant le processus de déformation de la pièce. Dans une perspective sérieuse de modélisation du contact thermique dynamique, nous avons jugé opportun de présenter également l'influence de la nature de la pièce, à travers sa loi de comportement, sur la résistance thermique de contact à l'interface pièce–outil. Pour cela nous avons choisi de présenter le cas de trois matériaux différents, tous couramment utilisés dans le forgeage de pièces destinées au secteur de l'aéronautique: l'aluminium, l'alliage de titane TA6V et l'Inconel 718. Tous les résultats d'expérience présentés dans cet article ont été obtenus par forgeage à chaud de pièces cylindriques (ou lopins) de même géométrie, à savoir un diamètre de 40 mm et une hauteur de 80 mm. Les opérations de forgeage ont été réalisées sur une presse hydraulique de 150 tonnes. Sur ce type de presse, les vitesses de forgeage sont faibles et restent souvent inférieures à 10 mm/s. La vitesse de forgeage représente la vitesse régulée du plateau supérieur de la presse.

Notre texte sera organisé en trois sections. La première sera dévolue à la présentation des courbes de RTC estimées. La seconde portera sur l'influence de la nature de la pièce et la troisième fera état de la validation de la RTC à l'interface pièce–outil lors d'une opération de forgeage à chaud.

2. La loi de RTC à l'interface pièce–outil de forgeage

La loi de variation temporelle de la RTC locale pendant l'opération de forgeage se présente comme une évolution entre deux paliers: l'un initial, l'autre final. La valeur du palier initial est déterminée par la structure initiale de l'interface, la nature des matériaux et le poids propre de la pièce reposant sur l'outil. Les états des deux surfaces que l'on vient mettre en contact jouent un rôle déterminant. Au vu des résultats de l'essai de reproductibilité représenté sur la Fig. 1, il faut remarquer que, quand bien même on s'applique à vouloir reproduire les mêmes états de surface, la valeur initiale de la RTC n'est pas pour autant reproduite avec la faible dispersion que l'on aurait souhaitée. Par ailleurs, les paramètres de forgeage ignorent complètement l'état initial de la RTC et vont gouverner selon la nature de la pièce et de l'outil l'évolution de cette dernière jusqu'à son état final. Il est donc évident que si l'on veut faire ressortir l'influence de ces paramètres, il ne faut raisonner que sur des courbes sans dimension. Nous avons jugé judicieux d'adimensionner la courbe de RTC en ramenant toutes les valeurs instantanées à la valeur initiale précédant l'amorce du forgeage. L'expérience montre que cette façon de procéder permet de s'affranchir dans une même famille

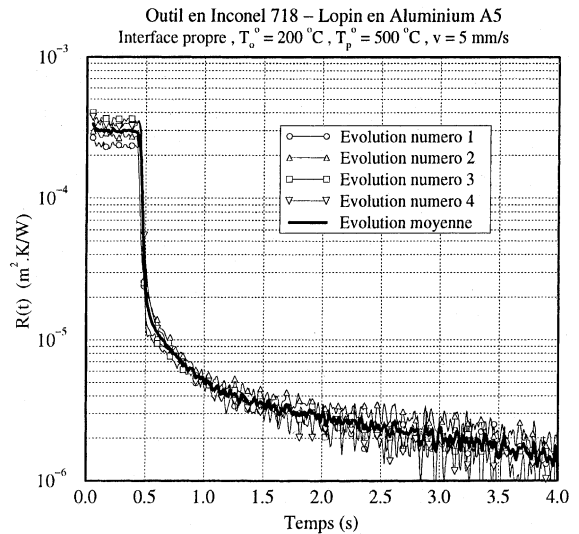


Fig. 1. Reproductibilité de l'évolution de la RTC.

d'expériences de la dispersion des résultats due aux différences de structure initiale d'interface. Finalement, dans tout ce qui va suivre, notre discussion portera sur des courbes sans dimension de la forme:

$$R_c^* = \frac{R_c(t)}{R_c(0)} \quad (1)$$

$R_c(t)$ représente la valeur instantanée estimée pendant la phase de déformation et $R_c(0)$ sa valeur initiale juste avant l'amorce de l'écrasement. A titre d'exemple, nous avons réduit les courbes de l'essai de reproductibilité de la Fig. 1. Le résultat obtenu est représenté sur la Fig. 2.

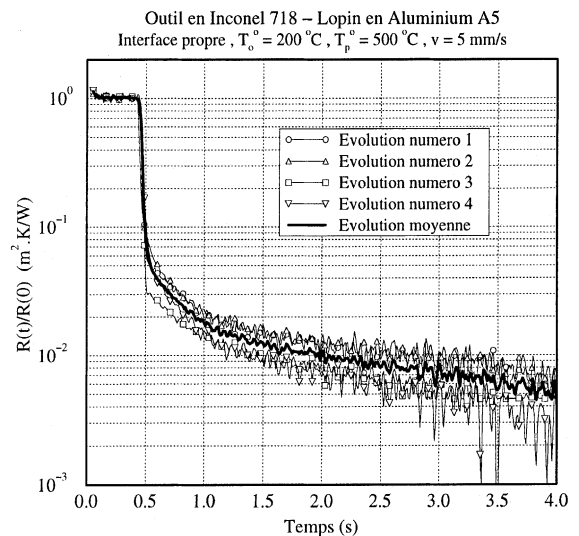


Fig. 2. Reproductibilité de l'évolution de la RTC adimensionnelle.

La dispersion qui demeure est faible (attention: échelle logarithmique). C'est la dispersion du comportement de l'évolution. Elle est à relativiser par rapport à l'ordre de grandeur. Dans le cas de l'aluminium les valeurs atteintes en fin d'écrasement de la pièce sont du même ordre de grandeur que le seuil de détection de la technique de mesure. Le seuil de détection est atteint lorsque l'incertitude relative sur la valeur estimée de $R_c(t)$ atteint 100%. Comme le montre la Fig. 1, il est de l'ordre de 10^{-6} m² K/W dans le cas de la technique de mesure développée.

3. Influence de la nature de la pièce sur $R_c(t)$

Sur la Fig. 3, nous représentons l'évolution temporelle du paramètre R_c pour trois pièces de natures différentes: aluminium A5, TA6V et Inconel 718. Mise à part la température initiale de la pièce qui reste spécifique à la nature du matériau, toutes les autres conditions de forgeage sont identiques: vitesse de forgeage constante et égale à 5 mm/s, température initiale de l'outilage de 200°C et interface propre (absence d'oxyde ou de lubrifiant). La procédure expérimentale est rigoureusement identique pour l'ensemble des expériences, depuis la sortie de la pièce du four jusqu'à l'estimation de la loi $R_c(t)$, en passant par le mode d'acquisition et le traitement des données.

Pour les trois matériaux, on observe que les évolutions temporelles de $R_c(t)$ estimées présentent des allures très similaires qui se distinguent cependant par des taux de décroissance et des paliers finals forts différents. On remarque notamment que la courbe de l'aluminium A5 s'éloigne nettement de celles des deux autres matériaux. Elle se distingue par une chute nettement plus rapide de

R_c qui atteint en moins d'une seconde une valeur finale moyenne deux ordres de grandeur plus faible que la valeur initiale (rapport inférieur à 10^{-2}). En revanche, pour le TA6V et l'Inconel 718, cette décroissance rapide de R_c n'atteint qu'un rapport de 10^{-1} environ. Et l'établissement des valeurs finales dans ces deux cas n'a lieu qu'au bout de 4–5 s. Ces différences d'évolution de R_c peuvent s'expliquer par des lois de comportement très différentes des trois matériaux forgés. Nous allons interpréter successivement les différences de taux de décroissance puis celles des valeurs finales de R_c .

3.1. Taux de décroissance de R_c

Rappelons que, dans le cas du contact statique et pour un couple de matériaux donnés, les modèles théoriques proposés expriment la RTC en fonction du taux réel de contact (ou portance) s^* , de la densité de points de contact n et de les hauteurs moyennes d'aspérité δ_j ($j = 1, 2$ pour désigner les deux surfaces en contact). Si l'on admet que l'hypothèse de résistance thermique de contact est valable, cela veut dire implicitement que la RTC continue à être décrite par ces mêmes paramètres qui, dans ce cas, évolueraient forcément dans le temps.

Rappelons également que l'étude des RTC, en régime statique, a montré que lorsqu'on charge de plus en plus une interface de contact (par paliers de pression successifs croissants), le taux réel de contact s^* augmente d'abord et surtout par multiplication des sites de contact; ce qui veut dire que son accroissement s'accompagne de celui de la densité de points de contact n . Ensuite il s'accroît par étalement des surfaces de contact au cours duquel survient le phénomène de coalescence de certains sites [19]. Cet étalement compense la diminution de n occasionnée par la coalescence. Les hauteurs moyennes d'aspérité δ_j diminuent également.

Revenons à la Fig. 3 où il convient de faire un lien entre la chute de R_c et l'ampleur des déformations des aspérités en contact. Dès le début de l'écrasement, la décroissance rapide de R_c traduit une évolution brutale de la structure de l'interface: augmentation rapide du taux réel de contact et de la densité de points de contact et diminution de la distance interstitielle δ . Le taux de décroissance de $R_c(t)$ est directement lié à l'évolution temporelle de ces trois paramètres. Etant donné que les paramètres n et δ sont difficiles à estimer, mais que leurs évolutions restent fortement liées à celle de s^* , notre analyse s'appuiera seulement sur l'évaluation du taux d'accroissement du taux de portance. Rappelons pour cela que le taux de portance est défini comme étant le rapport surface réelle de contact s sur surface nominale de contact S :

$$s^* = \frac{s}{S} \quad (2)$$

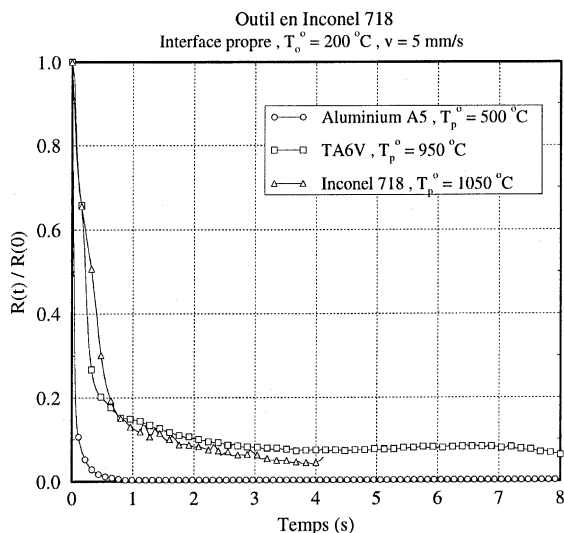


Fig. 3. Evolution de la RTC: influence de la nature de la pièce.

On divise et on multiplie ce rapport par l'effort de forgeage instantané $F(t)$ pour faire apparaître la contrainte normale moyenne dans la pièce $\bar{\sigma}_n$ (qui est aussi la pression de contact moyenne à l'interface pièce–outil) et la contrainte d'écoulement $\sigma_e(\theta_i)$ dans l'expression de s^* :

$$s^* = \frac{s}{S} = \frac{F(t)/S}{F(t)/s} = \frac{\bar{\sigma}_n(t)}{\sigma_e(\theta_i)}. \tag{3}$$

Cette relation est à considérer durant la déformation des aspérités lors des premiers instants du forgeage. En vertu de l'hypothèse des milieux semi-infinis qu'il convient de retenir, la température d'interface θ_i reste constante et par conséquent la contrainte d'écoulement $\sigma_e(\theta_i)$ au niveau des pointes des aspérités reste également constante. Pendant ces mêmes instants, c'est à dire au tout début du chargement de la pièce, la pression de contact moyenne $\bar{\sigma}_n$ au niveau de l'interface pièce–outil va augmenter rapidement. Alors que les aspérités se déforment plastiquement en raison des phénomènes de concentration de contrainte dont elles sont le siège (au niveau de leur sommet), le massif de la pièce n'est sujet qu'à des déformations élastiques de telle sorte que l'on puisse poser:

$$\bar{\sigma}_n(t) = E\bar{\varepsilon} = E \frac{\Delta h}{h_0} = E \frac{vt}{h_0}. \tag{4}$$

$E = E(T_p^0)$ représente le module d'élasticité de la pièce à la température initiale T_p^0 , $\bar{\varepsilon}$ le taux de déformation axiale moyen qui se présente dans la direction de la vitesse de forgeage v . Le paramètre h_0 est la hauteur initiale de la pièce et Δh la déformation élastique axiale moyenne du massif de la pièce. En introduisant (4) dans l'équation (3), il vient alors:

$$s^* = \frac{v}{h_0} \frac{E(T_p^0)}{\sigma_e(\theta_i)} t, \tag{5}$$

d'où le taux d'accroissement de la portance aux premiers instants du forgeage:

$$\frac{ds^*}{dt} = \frac{v}{h_0} \frac{E(T_p^0)}{\sigma_e(\theta_i)}. \tag{6}$$

L'équation (6) permet de dire que pour une géométrie de pièce et une vitesse de forgeage données, le taux d'accroissement de s^* est entièrement gouverné par le comportement élastoplastique du matériau constitutif de la pièce, représenté ici par le rapport entre le module d'Young correspondant à la température initiale de la

pièce et la contrainte d'écoulement de cette dernière correspondant à la température de contact. Notons que ce rapport se présente comme l'inverse d'une vitesse de déformation; plus il sera important et plus la chute de la RTC sera rapide.

Les trois expériences représentées sur la Fig. 3 ont été réalisées au moyen d'une presse hydraulique sur des pièces de même géométrie cylindrique (lopins de hauteur $h_0 = 80$ mm et diamètre 40 mm) avec la même vitesse de forgeage $v = 5$ mm/s. Les différences entre les taux d'accroissement du taux de portance observées dans les trois expériences sont donc uniquement dues aux valeurs prises dans chacune d'elles par le rapport $E(T_p^0)/\sigma_e(\theta_i)$. Comme le montre l'application numérique du Tableau 1, ces différences peuvent être grandes en raison des comportements élastoplastiques très différents des trois matériaux portés à leurs températures de forgeage respectives. Ainsi, le taux d'accroissement temporel du taux de contact réel que l'on observe dans le cas de la pièce en aluminium A5 est 13 et 16 fois plus grand que ceux qu'on observe respectivement dans les cas du TA6V et de l'Inconel 718. C'est ce qui explique la chute nettement plus rapide de la RTC dans le cas de l'aluminium, tel que cela est représenté sur la Fig. 3. La faible différence entre les deux autres évolutions (pièces en TA6V et Inconel 718) se justifie par des valeurs relativement voisines de ce même taux d'accroissement (200 et 160).

3.2. La valeur finale de $R_c(t)$

Toujours sur la Fig. 3, intéressons-nous maintenant aux différences entre les valeurs finales de $R_c(t)$. On y observe que, lors du forgeage, la valeur initiale $R_c(0)$ est divisée approximativement par 100 pour l'aluminium A5, par 10 environ pour le TA6V et un peu plus pour l'Inconel 718. Cela peut s'expliquer de la manière suivante: les valeurs de $R_c(0)$ étant du même ordre de grandeur pour les trois pièces, la différence d'un ordre de grandeur au moins sur le rapport $R_c(t)/R_c(0)$ est nécessairement due à une différence importante entre les valeurs finales moyennes de $R_c(t)$. En supposant que le schéma de résistance de contact établi en régime statique reste valable dans ces expériences et considérant le fait que dans le cas du forgeage à chaud, le taux de portance s^* est toujours supérieur à 0.1 en fin d'écrasement, on admet que le transfert de chaleur s'effectue essentiellement par la voie des contacts solide–solide. Par ailleurs,

Table 1
Taux d'accroissement du taux de contact réel de contact

T_p^0 (°C)		θ_i (°C)	$E(T_p^0)/\sigma_e(\theta_i)$	S^*
500	Aluminium A5	400	2600	0.70
950	TA6V	550	200	0.15
1050	Inconel 718	620	160	0.20

la hauteur moyenne d'aspérité étant faible dans ces cas, la RTC peut être décrite uniquement par les phénomènes de microstriction se développant de part et d'autre du contact. Si l'on considère un modèle simple à aspérités équidistantes dans lequel on adopte pour la fonction de constriction la formule de Roess limitée à quatre termes [20], nous pouvons écrire:

$$R_c = R_s = \frac{1}{2\lambda na} \left[1 - 1.40925 \left(\frac{a}{b} \right) + 0.29591 \left(\frac{a}{b} \right)^3 + 0.05253 \left(\frac{a}{b} \right)^5 \right]. \quad (7a)$$

Dans le cas idéal où les sites de contact ont tous le même rayon, l'expression de R_s devient:

$$R_s = \frac{\sqrt{\pi}}{2\lambda\sqrt{ns^*}} (1 - 1.40925\sqrt{s^*} + 0.29591\sqrt{s^*}^3 + 0.05253\sqrt{s^*}^5) = \frac{\sqrt{\pi}}{2\lambda\sqrt{ns^*}} f(s^*). \quad (7b)$$

Notons dans (7a) que le produit λna au dénominateur regroupe les trois principales caractéristiques d'interfaces: la moyenne harmonique des conductivités, la densité de points de contact et le rayon moyen de contact. Dans (7b) $f(s^*)$ est monotone décroissante, positive et inférieure à l'unité. R_s est monotone décroissante suivant λ et s^* . Le comportement de n n'est pas accessible, mais son sens d'évolution est le même que celui de s^* sauf lorsque le phénomène de coalescence survient. A partir de cet instant on peut toujours retenir l'hypothèse vraisemblable que s^* augmente plus vite que ne diminue n .

Finalement, la différence entre les valeurs finales de $R_c(t)$, sur la Fig. 3, peut s'expliquer en grande partie simplement par les écarts entre les valeurs prises par λ et s^* présents dans le dénominateur de (7b).

Le calcul de la moyenne harmonique des conductivités relative à chaque couple à la température d'interface θ_i est donné sur le Tableau 2. La comparaison de ces conductivités moyennes entre le premier couple de matériaux et les deux suivants nous obtenons les rapports 2 et 1.6. Ce qui va dans le sens d'une résistance au moins deux fois plus petite dans le cas de l'interface Inconel 718–aluminium.

Voyons maintenant ce qu'il en est de la comparaison des valeurs de s^* . Dès l'instant où le volume de la pièce est concerné par les déformations plastiques, on peut considérer que la contrainte normale moyenne de com-

pression (ou pression de contact moyenne) $\bar{\sigma}_n$ est approximativement égale à la contrainte d'écoulement de la pièce à cœur (zone la plus chaude) et écrire:

$$\bar{\sigma}_n(t) = \frac{F(t)}{S} = \sigma_e(T_p^0), \quad (8)$$

où $F(t)$ représente l'effort de forgeage et S la section droite du lopin. Tant que la température à cœur et la section ne varient pas de façon significative ($\bar{\epsilon} \approx$ quelques pourcents), nous pouvons toujours poser:

$$s^*(t) = \frac{\bar{\sigma}_n(t)}{\sigma_e(\theta_i)} = \frac{\sigma_e(T_p^0)}{\sigma_e(\theta_i)}. \quad (9)$$

Ainsi, pendant les premiers instants du forgeage on peut dire que le taux de portance est représenté par le rapport contrainte d'écoulement de la pièce à cœur sur contrainte d'écoulement de la pièce à la température d'interface θ_i (pièce de forme cylindrique). Cela revient à dire que le taux de portance est entièrement gouverné par le comportement plastique du matériau constitutif de la pièce. A partir des lois de comportement des trois matériaux que nous ne mentionnerons pas ici, nous avons calculé les valeurs de taux de portance qui sont reportées sur le Tableau 2. On relève des rapports 4.7 et 2.8 entre le taux de portance du premier couple et ceux de deux suivants. Les variations de taux réel de contact d'une interface à l'autre sont la conséquence de la thermodépendance de la contrainte d'écoulement de la pièce forgée dans le domaine $[\theta_i, T_p^0]$; c'est à dire de la loi de comportement de la pièce. L'aluminium A5 est un matériau peu résistant que l'on forge à des températures pas trop élevées par rapport à celles des outillages. Sa contrainte d'écoulement est faible et présente la particularité de rester pratiquement constante entre 400°C et 500°C (très faible thermodépendance et grande ductilité). Ceci explique que s^* atteigne la valeur considérable de 0.7 dans ce cas (Tableau 2).

Il n'en est pas de même pour des superalliages résistants tels que le TA6V et l'Inconel 718 qui présentent des contraintes d'écoulement beaucoup plus élevées que l'aluminium et de ce fait demandent à être forgés à des températures nettement plus élevées. Les outillages ne pouvant être trop chauffés, il en résulte que l'écart de température entre le cœur et la base de la pièce ($T_p^0 - \theta_i$) est beaucoup plus grand dans ces derniers cas. De plus, l'intervalle $[T_p^0, \theta_i]$ se trouve pratiquement inclus dans un domaine de température $[T_1, T_2]$ plus large où la

Table 2
Principales caractéristiques d'interfaces

	θ_i (°C)	λ_{eq} (W/m K)	s^*	$f(s^*)$	$\lambda\sqrt{ns^*}$
Inconel 718–aluminium A5	400	33	0.70	0.015	$27.6\sqrt{n}$
Inconel 718–TA6V	550	16	0.15	0.471	$6.2\sqrt{n}$
Inconel 718–Inconel 718	620	21	0.25	0.396	$8.9\sqrt{n}$

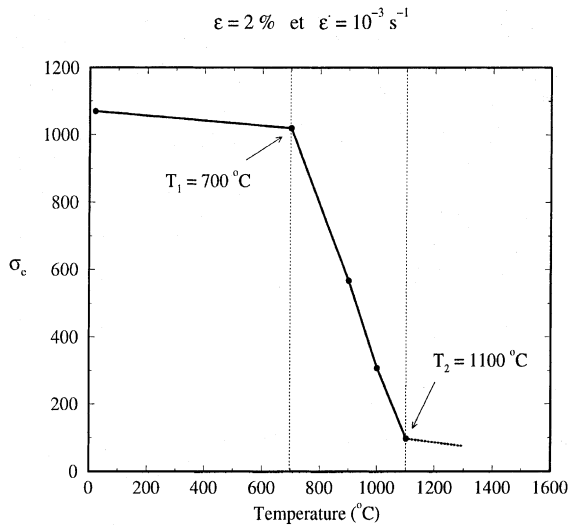


Fig. 4. Influence de la température sur la contrainte d'écoulement: cas de l'Udimet 700 [21].

contrainte d'écoulement de ces superalliages se distingue par une forte thermodépendance. Les lois de comportement du TA6V et de l'Inconel 718 ne pouvant être représentées pour des raisons de confidentialité, on donne sur la Fig. 4 l'exemple de l'Udimet 700 qui a un comportement similaire [21]. La zone de forte thermodépendance se situe entre les deux températures limites T_1 et T_2 . La température de contact θ_i est souvent proche de T_1 alors que la température initiale de la pièce T_p^0 (ou encore température à cœur) se situe au delà de T_2 . C'est ce qui explique les valeurs respectives 0.15 et 0.25 de s^* dans les expériences sur des pièces en TA6V et en Inconel 718 dont les lois de comportement sont similaires à celle de l'Udimet 700. Et en raison de ces valeurs de s^* , la fonction $f(s^*)$ au numérateur de (7b) est 26–33 fois plus faible dans le cas de l'aluminium. De même, au dénominateur, le produit $\lambda\sqrt{s^*}$ est respectivement 4 et 3 fois plus grand que dans les cas du TA6V et de l'Inconel 718 (Tableau 2).

Remarque: Pour le TA6V et l'Inconel 718, un taux de portance de l'ordre de 0.5 ne peut être atteint qu'en rapprochant les températures θ_i et T_p^0 . Pour cela, il convient soit de chauffer les outillages au delà de 600°C ou 700°C ($\sigma_i > 800^\circ\text{C}$) ou encore de forger à froid ou à mi-chaud ($T_p < 700^\circ\text{C}$). La première solution nécessite des outillages très résistants et la seconde une presse très puissante. Les deux solutions restent irréalistes, et c'est là raison d'être du forgeage à chaud.

4. Influence de la vitesse de forgeage: validation de l'hypothèse de RTC

Sur la Fig. 5 nous représentons l'influence de la vitesse de forgeage sur l'évolution de la RTC lors de

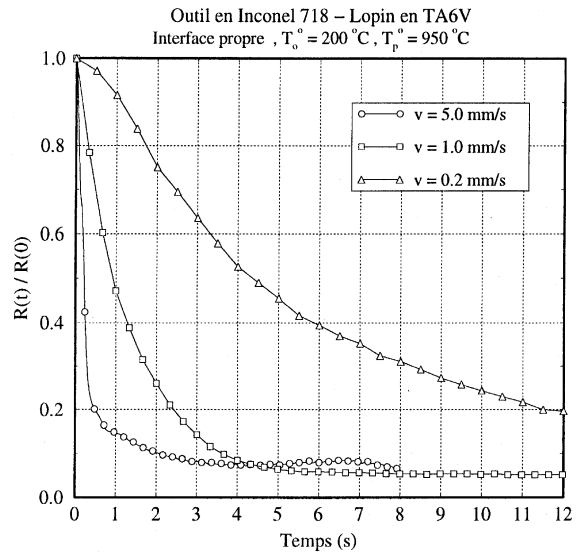


Fig. 5. Evolution de la RTC: influence de la vitesse de forgeage (TA6V).

l'écrasement à mi hauteur de pièces en TA6V. Quelle que soit la vitesse, l'amplitude du palier final de la RTC est 10 fois plus faible que le palier initial. Cependant le délai entre le passage de la valeur moyenne initiale à la valeur moyenne finale est de plus en plus long lorsque la vitesse de déformation est de plus en plus faible. De l'ordre de 1–2 s pour une vitesse de forgeage égale à 5 mm/s, ce délai passe à 5 s environ pour une vitesse de 1 mm/s et dépasse les 20 s pour une vitesse de 0.2 mm/s (niveau final non représenté sur la Fig. 5). La Fig. 6 permet d'expliquer ce résultat. Elle représente les enregistrements de l'effort de forgeage réalisés aux cours des trois expériences correspondant respectivement aux trois valeurs de vitesse de forgeage. On y observe notamment que le taux d'accroissement de l'effort de forgeage est d'autant plus grand que la vitesse de consigne est importante (asservissement en pression de la presse). On note également que l'essentiel de la chute de R_c se situe pendant la phase de forte croissance de l'effort de forgeage.

Il est intéressant de remarquer que tant que la contrainte d'écoulement du TA6V à 950°C n'a pas été atteinte par la contrainte de compression moyenne, $F(t)$ croît très rapidement. Lorsque ces deux contraintes s'équilibrent aux alentours de 10 voire 11 tonnes, le forgeage du massif de la pièce commence. Un effort de forgeage de 10 tonnes donne lieu à une contrainte normale moyenne de compression dans la pièce cylindrique $\bar{\sigma}_n = 79.6 \text{ MPa}$ et l'application numérique à partir de la loi de comportement du TA6V donne une contrainte d'écoulement pratiquement égale à cette même valeur; puisque $\sigma_e(T_p^0 = 950^\circ\text{C}) \approx 80 \text{ MPa}$. Au delà de cette

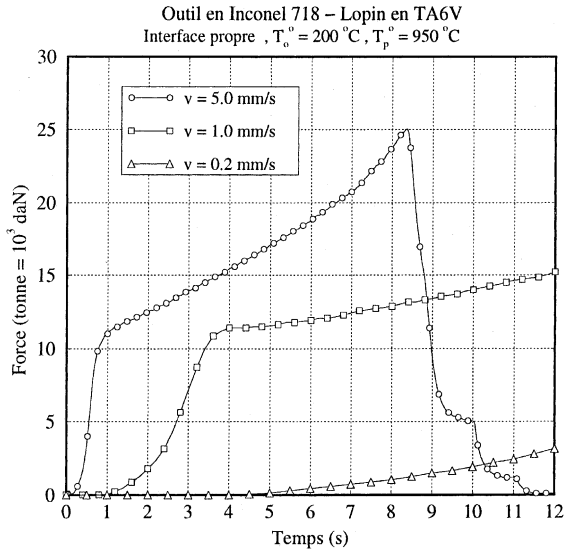


Fig. 6. Evolution de l'effort de forgeage: influence de la vitesse de forgeage (TA6V).

valeur, le taux d'accroissement de $F(t)$ diminue substantiellement, mais l'effort de forgeage continue d'augmenter pour compenser l'accroissement de la section centrale de la pièce, le phénomène d'écrasement et le refroidissement progressif du cœur de la pièce lorsque le temps de forgeage le permet.

Comme le montrent les Figs. 7 et 8, les mêmes effets de la vitesse de forgeage sur l'évolution de $R_c(t)$ ont été observés également dans le cas du forgeage de l'aluminium A5 et de celui de l'Inconel 718. Ces résultats

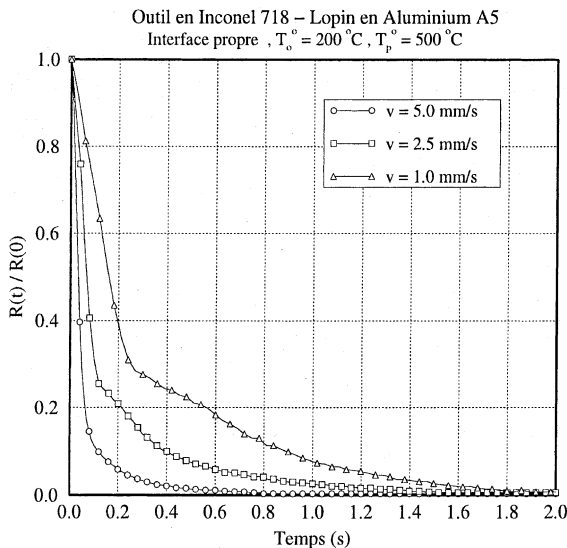


Fig. 7. Evolution de la RTC: influence de la vitesse de forgeage (aluminium A5).

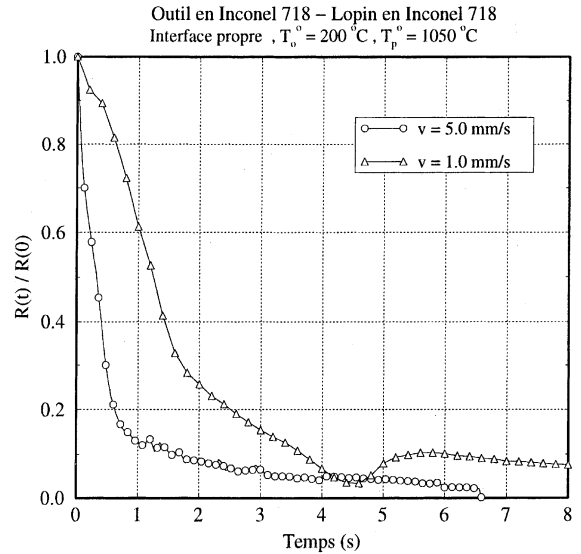


Fig. 8. Evolution de la RTC: influence de la vitesse de forgeage (Inconel 718).

traduisent simplement le fait que l'évolution de $R_c(t)$ est sujette à celle de la pression de contact locale, elle-même gouvernée par l'effort de forgeage.

4.1. Représentation de $R_c(t)$ en fonction du taux de déformation axiale

Si l'on transforme l'axe des abscisses dans les Figs. 5–8 en divisant le temps par le rapport h_0/v qui est un temps caractéristique lié à l'opération de forgeage, cela revient à tracer les évolutions de R_c^* et de l'effort de forgeage en fonction du taux de déformation axial moyen noté $\bar{\epsilon}$ puisque:

$$t^* = \frac{t}{h_0/v} = \frac{vt}{h_0} = \frac{\Delta h}{h_0} = \bar{\epsilon}. \quad (10)$$

On obtient ainsi les Figs. 9–12.

Sur les Figs. 9, 11 et 12, on constate que quelle que soit la valeur de la vitesse de forgeage, l'évolution de la RTC en fonction du taux de déformation axial moyen reste la même. Aux incertitudes de mesures près, les courbes d'évolution relatives aux trois valeurs de vitesse de forgeage se superposent bien, et ce, quelle que soit la nature de l'éprouvette. On observe que la valeur finale de la RTC est établie à partir d'un certain taux de déformation qui ne dépend que de la nature de la pièce forgée. Ce taux de déformation est approximativement de l'ordre de 2% pour l'aluminium A5, de 4% pour le TA6V et de 10% environ pour l'Inconel 718. Notons que la chute de la RTC se poursuit durant le forgeage de la pièce, mais de manière de plus en plus lente.

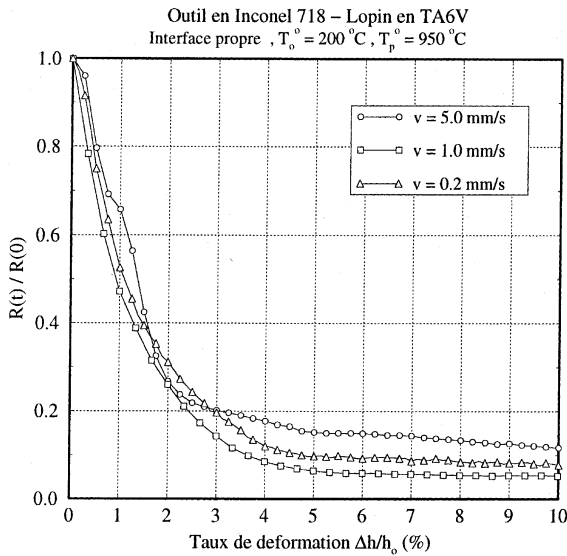


Fig. 9. Evolution de la RTC en fonction du taux de déformation (lopin en TA6V).

Etant donné que l'évolution temporelle de $R_c(t)$ est directement liée à la pression de contact, on vérifie également que les courbes d'effort se chevauchent aussi sur le domaine de variation de la RTC; ce qui est cohérent et rassurant quant à la pertinence des mesures. Sur la Fig. 10, on représente le cas du TA6V pour lequel ce domaine se limite à $\bar{\epsilon} < 4\%$. Au delà, à travers l'évolution de $F(t)$ on peut imaginer les effets du refroidissement de la pièce sur la distribution de la con-

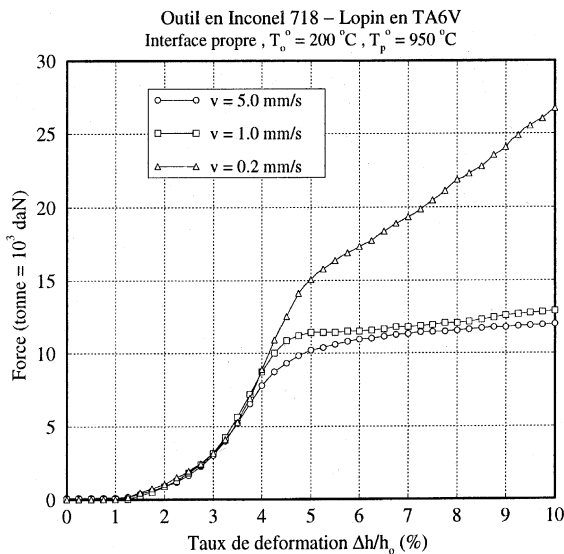


Fig. 10. Evolution de l'effort de forgeage en fonction du taux de déformation.

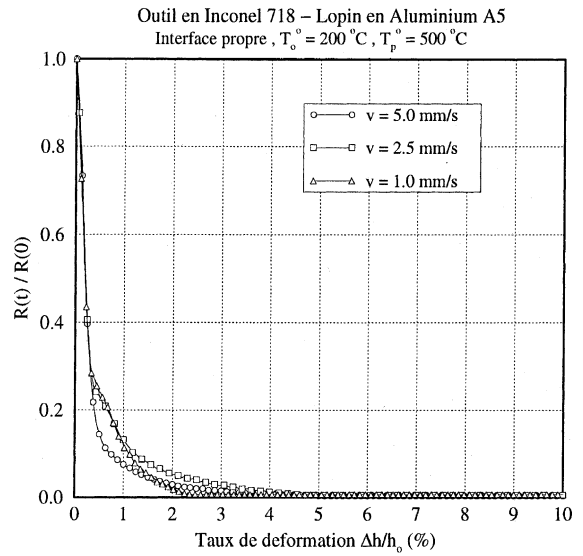


Fig. 11. Evolution de la RTC en fonction du taux de déformation.

trainte d'écoulement toujours croissante. Plus la vitesse de forgeage est faible et plus les pertes thermiques de la pièce, vers l'outil surtout, sont importantes. Pour un taux de déformation de 10% (8 mm de déformation), le temps de séjour de la pièce sur l'outil pendant la déformation est de 1.6 s à $v = 5$ mm/s, de 8 s à $v = 1$ mm/s et de 40 s à $v = 0.2$ mm/s. A $v = 5$ mm/s et $v = 1$ mm/s, la température de la pièce à cœur n'est pas très différente, ce qui explique le faible décalage entre les deux évolu-

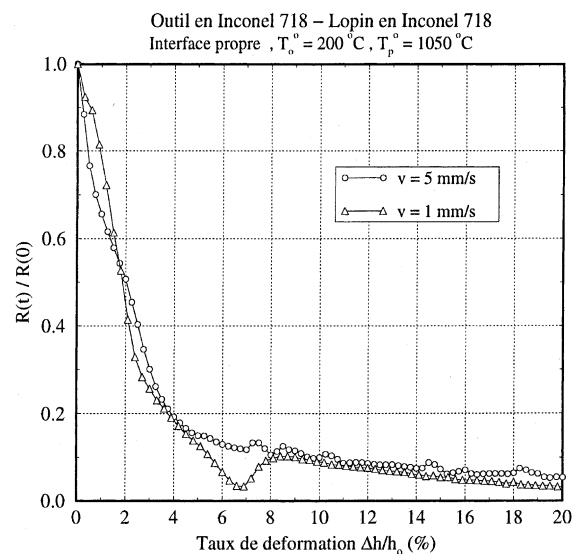


Fig. 12. Evolution de la RTC en fonction du taux de déformation.

tions. En revanche, après 40 s de séjour ($v = 0.2$ mm/s), la température de la pièce à cœur a nécessairement chuté, ce qui explique le taux d'accroissement de l'effort nettement plus important.

Il s'agit là d'un résultat très intéressant qui démontre que, dans la gamme de vitesse prospectée, l'évolution temporelle $R_c(t)$ ne dépend de la vitesse de forgeage que parce que le taux de déformation axiale moyen en dépend. Autrement dit, R_c est un paramètre intrinsèque de la structure de l'interface, indépendant de la vitesse d'application de la charge et uniquement assujettie au niveau de déformation atteint. L'échelle des temps liée à l'établissement de la RTC, c'est à dire à l'établissement des phénomènes de microstriction thermique au niveau des aspérités en contact, est très faible devant l'échelle des temps qui gouverne les grandes déformations représenté ici par le temps caractéristique h_0/v . Rappelons que le temps d'établissement à 96% près de la microstriction noté τ peut être estimé approximativement par la formule classique [22]:

$$\tau = \frac{100r_0^2}{a}, \quad (11)$$

où r_0 est le rayon équivalent du microcontact entre aspérités et a la diffusivité thermique la plus faible des deux matériaux en contact. Si l'on considère un rayon r_0 du même ordre de grandeur que la rugosité (on le majore fortement) soit 1 μm dans le cas de nos expériences et une diffusivité de l'ordre de 10^{-5} m^2/s on trouve $\tau = 10^{-5}$ s. C'est une valeur très faible devant le temps caractéristique mécanique h_0/v .

Ce résultat expérimental, observé sur trois couples de matériaux très différents par leurs lois de comportement permet de conclure que, pour ces matériaux et dans la gamme de vitesse prospectée, le modèle de résistance thermique de contact reste valable pendant l'opération de forgeage.

5. Conclusion

Nous avons présenté une analyse qui porte d'une part sur la validité de l'hypothèse de résistance thermique de contact à l'interface pièce-outil lors d'une opération de forgeage à chaud et d'autre part sur l'influence de la nature de la pièce sur l'établissement du contact thermique. Ce dernier point a été abordé en premier en admettant que le modèle de RTC était valable.

Au cours d'une opération de forgeage à chaud, la RTC à l'interface pièce-outil est une fonction temporelle décroissante présentant un palier initial et un autre final. Cette décroissance rapide traduit une augmentation rapide du taux réel de contact s^* , de la densité de points de contact n et une diminution de la distance interstitielle δ . Pour ces taux de contact élevés, l'influence de δ est minime devant celles de s^* et n . Le paramètre n est dif-

ficile à estimer mais son évolution reste fortement liée à celle de s^* puisque ce dernier augmente d'abord et surtout par multiplication des sites de contact; ce qui veut dire que son accroissement s'accompagne de celui de n . Notre analyse s'est donc appuyée seulement sur la connaissance du taux réel de contact s^* et de son taux d'accroissement.

Pour des pièces cylindriques en cours de déformation élastique, s^* se présente comme le rapport: contrainte de compression moyenne dans la pièce sur contrainte d'écoulement de cette dernière correspondant à la température de contact (pièce-outil). Partant de là, on a pu établir une expression du taux d'accroissement de la portance: c'est le rapport module d'Young correspondant à la température initiale de la pièce sur contrainte d'écoulement correspondant à la température de contact (constante) multiplié par le rapport v/h_0 . Plus ce taux d'accroissement sera important, plus la chute de la RTC sera rapide. Et l'on explique ainsi pourquoi dans le cas de l'aluminium la chute de la RTC est bien plus rapide que dans les cas du TA6V et de l'Inconel 718. On retiendra que pour une géométrie de pièce et une vitesse de forgeage données, l'évolution du taux de portance est gouvernée par le comportement élastoplastique du matériau constitutif de la pièce.

De même, on interprète les différences entre les paliers finals atteints par la RTC pour différents matériaux. Cette interprétation repose sur les différences entre les conductivités moyennes harmoniques et surtout celles entre les taux réels de contact. Pour des lopins cylindriques faiblement écrasés (déformations plastiques), le taux réel de contact peut être pris égal au rapport de la contrainte d'écoulement à cœur de l'éprouvette à sa contrainte d'écoulement correspondant à la température de contact. Dans le cas de l'aluminium A5, il atteint des valeurs très fortes pouvant aller jusqu'à 0.70; ce qui explique le contact quasi-parfait que l'on atteint systématiquement lors du forgeage à sec de pièces d'aluminium. Ce taux est nettement plus faible dans les cas du TA6V et de l'Inconel 718 où la valeur de la RTC finale représente environ 10% de sa valeur initiale. La aussi, on retiendra que lors du forgeage à chaud, la qualité du contact thermique dépend fortement du comportement purement plastique de la pièce.

L'étude de l'influence de 'la vitesse de forgeage' a montré qu'en réalité le paramètre $R_c(t)$ est sensible au taux de déformation axial moyen. En effet, quelle que soit la nature de la pièce, $R_c(t)$ atteint d'autant plus vite un palier final que la vitesse d'écrasement est élevée. Mais lorsqu'on transforme l'axe des temps (axe des abscisses) en axe de taux de déformation axial moyen, quelle que soit la vitesse de forgeage, toutes les courbes se superposent et le palier final atteint par R_c correspond à un seul et même taux de déformation. Selon la nature de la pièce ce taux de déformation axial est plus ou moins grand: pour l'aluminium, il est de 1%, pour le

TA6V et l'Inconel 718, il est de 4–5% environ. Cela nous amène à conclure que la RTC est en réalité un paramètre intrinsèque lié à la structure de l'interface et indépendant de la vitesse de forgeage. L'échelle des temps liée à l'établissement des phénomènes thermiques locaux est petite devant l'échelle des temps qui gouverne les déformations des aspérités et, d'une façon générale, l'évolution de la géométrie de l'interface de contact. Par conséquent, dans le domaine exploré, le schéma de résistance thermique de contact reste valable dans le cas d'un contact dynamique tel que l'interface pièce–outil lors d'une opération de forgeage.

Acknowledgements

Nous remercions l'ACR2 "Simulation du forgeage" et la SNECMA pour les supports financier et technique de ce travail.

References

- [1] G. Beck, Thermal conditions in tool steels in hot upsetting and forging between dies, *Stahl Eisen* 78 (1958) 1556–1563 (in German).
- [2] B.K. Chen, P.F. Thomson, S.K. Choi, Temperature distribution in the roll-gap during hot flat rolling, *J. Mater. Process. Technol.* 30 (1980) 115–130.
- [3] K. Murata, et al., Heat transfer between metals in contact and its application to protection of rolls, *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.* 24 (1984).
- [4] S.L. Semiatin, Workability in forging, in: G.E. Dieter (Ed.), in: *Workability Testing Techniques*, American Society for Metals, Ohio, 1984, pp. 197–247.
- [5] S.L. Semiatin, E.W. Collings, V.E. Wood, T. Altan, Determination of the interface heat transfer coefficient for non-isothermal bulk-forming processes, *J. Eng. Ind.* 109 (February) (1987) 49–57.
- [6] V.K. Jain, Determination of heat transfer coefficient for forging applications, *J. Mater. Shaping Technol.* 8 (3) (1990) 193–202.
- [7] P.R. Burte, Y.-T. Im, T. Altan, S.L. Semiatin, Measurement and analysis of heat transfer and friction during hot forging, *J. Eng. Ind.* 112 (November) (1990) 332–339.
- [8] V.K. Jain, R.L. Goetz, Determination of contact heat transfer coefficient for forging of high temperature materials, in: *National Heat Transfer Conference*, Minneapolis, July 1991, ASME, New York, pp. 28–31.
- [9] M. Pietrzyk, H. Kusiak, J.G. Lenard, Z. Malinowski, Heat exchange between the workpiece and the tool in the metal forming processes, in: *Proceedings of the Conference on Formability*, Ostrava, 1994, pp. 329–338.
- [10] W. Nshama, J. Jeswiet, P.H. Oosthuizen, Evaluation of temperature and heat transfer conditions at the metal forming interface, *J. Mater. Process. Technol.* 45 (1994) 637–642.
- [11] Z. Malinowski, J.G. Lenard, M.E. Davies, A study of the heat transfer coefficient as a function of temperature and pressure, *J. Mater. Process. Technol.* 41 (1994) 125–142.
- [12] M. Gierzynska-Dolna, M. Pietrzyk, Z. Kucharczyk, P. Lacki, Influence of the lubricant on temperature distribution in the forging dies, *Steel Res.* 10 (66) (1995) 424–429.
- [13] Y.H. Li, C.M. Sellars, Literature Review: Interface Heat Transfer during Hot Forging and Rolling (for DTI-NPL Project PMP9), March 1995.
- [14] M.Z. Hu, J.W. Brooks, T.A. Dean, The interfacial heat transfer in hot die forging of titanium alloy, *Proc. Inst. Mech. Eng. C* 212 (1998) 485–496.
- [15] Y.H. Li, C.M. Sellars, Evaluation of interfacial heat transfer and its effects on hot forming processes, *Ironmaking Steelmaking* 23 (1996).
- [16] V. Goizet, Etude expérimentale des mécanismes de transfert thermique à l'interface pièce–outil lors d'une opération de forgeage à chaud, Thèse de doctorat de l'université de Nantes, N ED 82-373, ISITEM, 1999.
- [17] V. Goizet, B. Bourouga, J.P. Bardon, Etude expérimentale du transfert thermique à l'interface pièce–outil lors d'une opération de forgeage à chaud, *Revue de Métallurgie – CIT/Science et Génie des Matériaux*, May 1999, pp. 601–608.
- [18] V. Goizet, B. Bourouga, J.P. Bardon, Influence of the hot forging parameters on the workpiece–die thermal contact, *Int. J. Forming Process.* 1 (4) (1998) 485–500.
- [19] J.P. Bardon, C. Saint-Blanquet, B. Fourcher, B. Cassagne, Bilan des principales recherches sur les résistances thermiques de contact, Rapport D.E.T.B. 7101, Laboratoire de Thermocinétique, ISITEM, Université de Nantes, 1971.
- [20] J. Roess, Theory of spreading conductance, Appendix to: Thermal measurements of joints formed between stationary metal surfaces, *Trans. ASME*, vols. 71–73, Weills & Ryder, 1949.
- [21] J. Lemaître, J.L. Chaboche, *Mécanique des Matériaux Solides*, second ed., Dunod, Paris, 1988, p. 304.
- [22] J.V. Beck, K.D. Cole, A. Haji-Sheikh, B. Litkouhi, *Heat Conduction Using Green's Functions*, HPC edition, 1992, p. 242.