

論文

ステンレス鋼, 銅およびアルミニウム合金の
極低温引張試験における歪み速度の影響

© 1985 ISIJ

緒形 俊夫*・石川 圭介*²・長井 寿*²

Effects of Strain Rate on the Tensile Behavior of Stainless Steels,
Copper, and an Aluminium Alloy at Cryogenic Temperatures

Toshio OGATA, Keisuke ISHIKAWA and Kotobu NAGAI

Synopsis:

By inserting small thermocouples inside the tensile specimen, temperature rise during straining and its relation to stress-strain behavior have been investigated for SUS304L and 310S stainless steels at various strain rates between $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ and $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, at 4K and 77K. OFHC copper and 2024 duralumin having quite different thermal conductivities have also been tested for comparison. The results obtained at 4K are summarized as follows:

- (1) At a strain rate of $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$, the maximum temperature rise was about 150K for stainless steel and about 30K for OFHC copper and 2024 duralumin.
- (2) Below a strain rate of $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, serrations were observed in the stress-strain curve and temperature rise occurred only momentarily.
- (3) Ultimate tensile strength of stainless steel decreased with an increase of strain rate.
- (4) It is recommended that the tensile test at liquid helium temperature should be conducted below the strain rate of $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

1. 緒 言

材料の試験温度は、強度・靱性等の機械的性質の試験における重要な因子である。液体ヘリウム温度 (4.2 K) 付近の極低温においては、金属材料の比熱および熱伝導率は極めて小さく、たとえばステンレス鋼ではそれぞれおよそ常温の 200 分の 1 および 20 分の 1 になる¹⁾。このため極低温では材料のわずかな塑性変形によつて生じる熱によつても試験片の温度が局部的に大きく上昇する。また極低温において引張試験を行うと不連続変形 (セレーション) が生じ、荷重の降下後に瞬間的な温度上昇が付随する。この不連続変形に関してはこれまでに数多くの報告がある^{2)~8)}。この現象は材料、冷媒、試験温度とひずみ速度に依存し⁶⁾、双晶も加工誘起マルテンサイト変態も生じない状況では、転位の突発的な動きと関連する断熱変形による³⁾と考えられている。

極低温におけるひずみ速度と引張強さとの関係⁷⁾、高マンガン鋼におけるひずみ速度とセレーションの発生との関連⁸⁾などの報告も見られるが、上記のことを背景に、極低温における引張試験時の表面ではなく内部の温度、発熱とひずみ速度、さらに得られた強度データとの

関係、材料の熱伝導度による違いを系統的に調べた報告はない。本報告では極低温での引張試験時の試験片温度を十分把握しかつ適正な試験条件をつかむため、ひずみ速度を大幅に変えたときの不連続変形の様相、温度上昇、さらに得られた強度データの変化について詳細に調べた結果を報告する。

2. 実験方法

供試材はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304L および SUS 310S の熱間圧延板、無酸素銅 (OFHC copper, Cu : 99.99% 以上) の冷間加工材およびアルミニウム (Al) 合金 (ジュラルミン 2024, T 6 処理材) である。SUS 304L は極低温においても使用される材料であるが、低温において加工誘起マルテンサイト変態が生じる。これに対して SUS 310S は液体ヘリウム温度においても完全オーステナイト安定型のステンレス鋼でマルテンサイト変態は生じない⁹⁾。ステンレス鋼の 4 K における熱伝導率は Table 1 に示すように $0.7 \text{ W/m} \cdot \text{K}$ ¹⁾ であるが、アルミニウム合金および無酸素銅の 4 K における熱伝導率は、それぞれステンレス鋼のおよそ 10 倍と 1000 倍である。

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 12 月 7 日受付 (Received Dec. 7, 1984)

* 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun Ibaraki pref. 305)

*² 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

Table 1. Thermal characteristics of materials.

Materials	SUS310S			OFHC Cu			2024 Al-alloy		
	4	77	273	4	77	273	4	77	273
c_p (J/kg · K)	2.2	200	480	0.1	200	390	—	450	800
k (W/m · K)	0.7	7	12	1 000	550	400	8	100	150

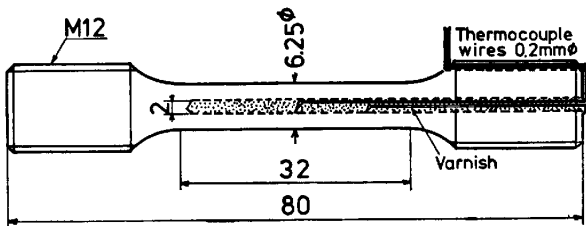


Fig. 1. Tensile specimen and locations of thermocouples.

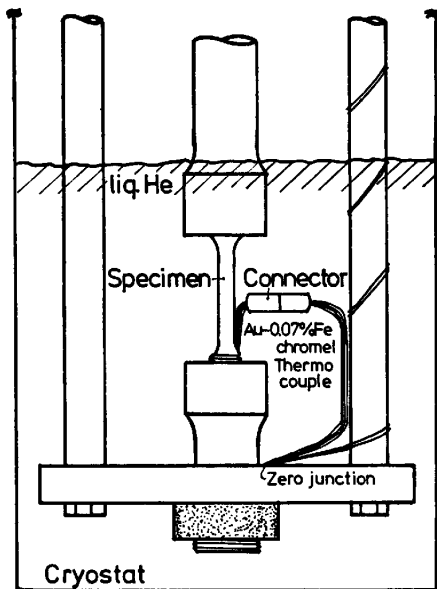


Fig. 2. Schematic view of the cryostat and thermocouple junction.

Fig. 1 に試験片の寸法および熱電対（金 -0.07% 鉄, クロメル; 線径 0.2 mm）の位置を示す。試験片の平行部直径は 6.25 mm, 平行部長さ 32 mm で JIS 10 号試験片の 2 分の 1 サイズである。試験片内部の温度を測定するため, 試験片の端から直径 2 mm, 深さ約 54 mm の穴をあけた。測定点は平行部の中央である。さらに中央から 10 mm 離して予備の熱電対を位置させた。熱電対先端と試験片内壁とは機械的接触であるが, 電気抵抗を測ることにより接触を確認した。熱電対を固定し測温用の穴への冷媒の侵入を防ぐため GE-7031 ワニスに穴に充填した。Fig. 2 に治具に装着された試験片および熱電対の接続の様子を示す。熱電対の零接点を試験片下部の治具に固定し, 周囲の冷媒との温度差を試験片内の

温度変化として測定した。

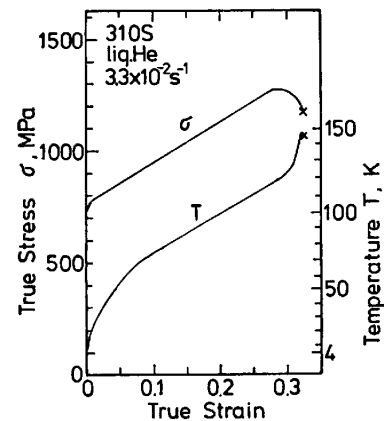
引張試験はインストロン型引張試験機を用い, 液体ヘリウム温度および液体窒素温度において, クロスヘッド速度 0.5 mm/min, 5 mm/min および 50 mm/min (初期ひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ および $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ にそれぞれ相当する)で行った。SUS 304 L と 310S については液体ヘリウム温度において, クロスヘッド速度 0.05 mm/min (ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) でも試験を行った。

3. 実験結果

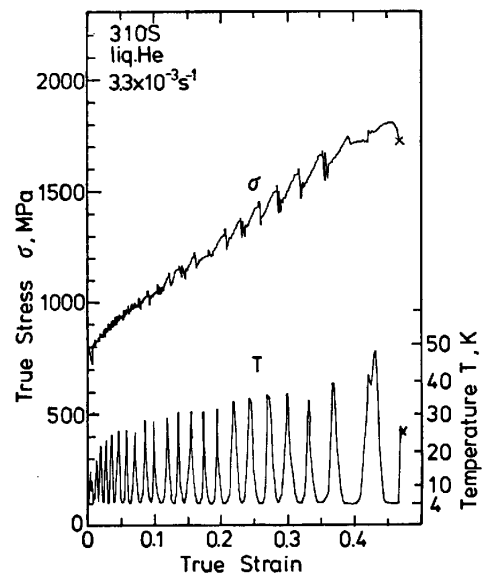
3.1 セレクションと温度上昇

得られた各材料, 各試験条件の真応力-真ひずみ曲線に, ひずみに対応する試験片内の温度上昇を合わせて描いた図を Fig. 3~7 に示す。

Fig. 3 a)~d) は SUS 310S 材の液体ヘリウム温度におけるひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$



a) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$



b) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

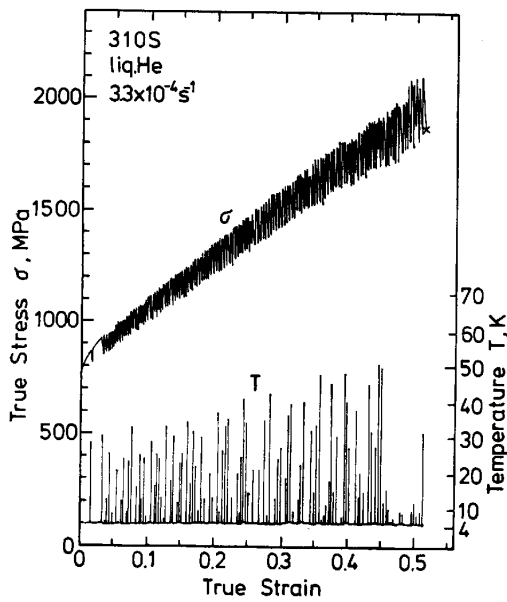
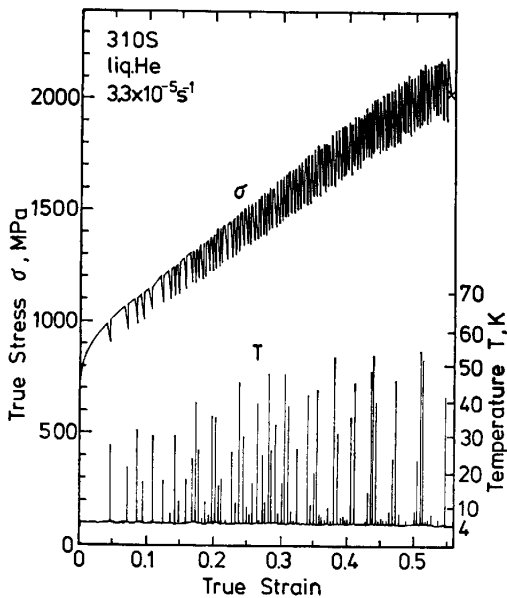
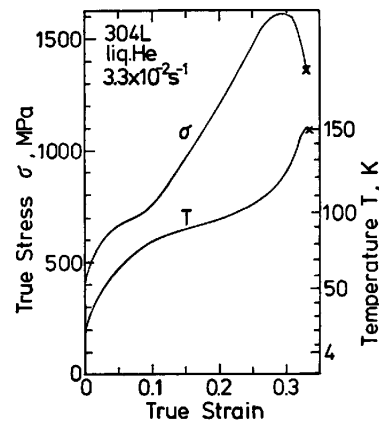
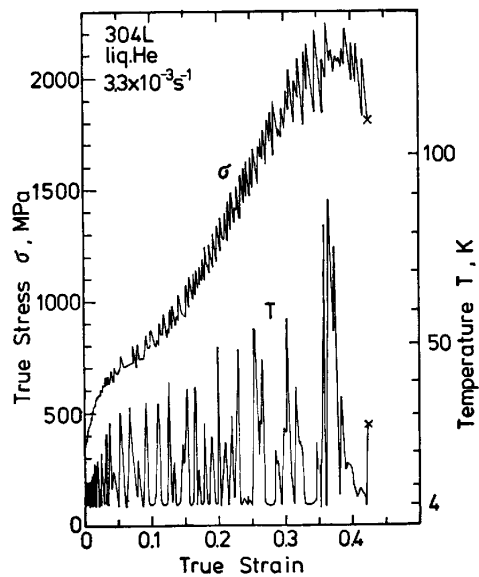
c) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ d) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

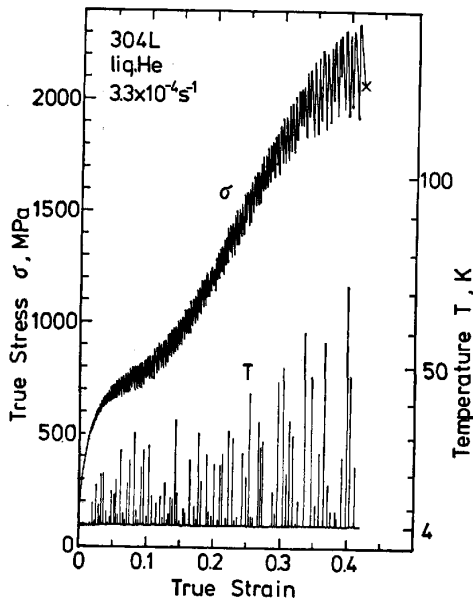
Fig. 3. True stress-true strain curves and specimen temperature rise for SUS310S at liquid helium temperature.

での結果である。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では、応力はひずみとともに単調に増加しておりセレーションは見られない。試験片内温度も応力とともに単調に上昇し、破断時には約 150 K までに達している。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では応力は周期的な不連続変形を繰り返しながら上昇する。試験片内温度は応力の降下直後に応力の降下量にほぼ対応して約 30 K から 50 K まで上昇した後、再び液体ヘリウム温度に戻る。この温度が上昇し元に戻るまでの時間は、他の遅いひずみ速度でもほぼ同じで、数秒から 10 s 程度である。ひずみ速度 $3.3 \times$

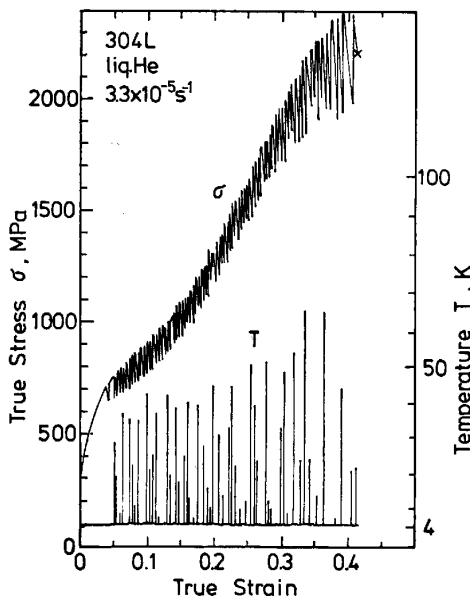
10^{-4} s^{-1} では、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ での結果と比較して、セレーションが規則正しく密に発生している。試験片内温度は応力の降下後、約 50 K 程度まで上昇し再び液体ヘリウム温度に戻る。応力が降下後、再び応力が漸増している間は試験片温度は液体ヘリウム温度に保たれている。上昇温度の値のばらつきおよび応力の降下に対応した温度上昇があるとは限らないのは、必ずしも熱電対のある場所で熱が発生していないためである。またひずみ速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の 10 分の 1 になりひずみ当たりの測定時間が増大しているため、1 回の温度上昇が直線的に描かれている。ひずみ速度が $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ では $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ とほぼ同じ様相を示しているが、特に塑性変形の初期にセレーションの発生が遅れていることは注目させる。すなわち、著しく遅いひずみ速度(例えばクリープのような場合)ではセレーションの発生を伴わないことを示唆しているものと解される。

Fig. 4 a)~d) は SUS 304L 材の液体ヘリウム温度

a) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ b) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$



c) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$



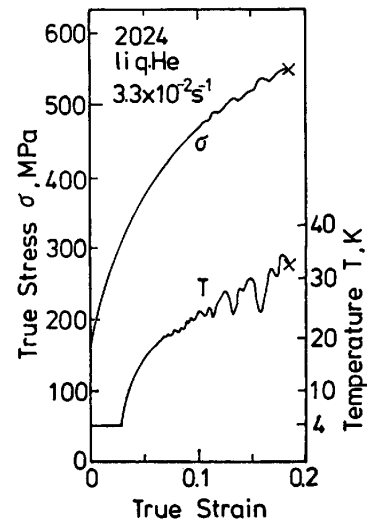
d) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$

Fig. 4. True stress-true strain curves and specimen temperature rise for SUS304L at liquid helium temperature.

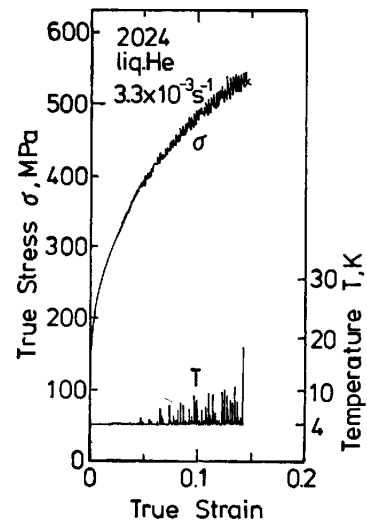
におけるひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ での結果である。各ひずみ速度ごとのセレーシヨンの様相は SUS 310S での結果とほぼ同じで、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ではセレーシヨンを示さず応力および温度とも単調増加し、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以下で通常のセレーシヨンが生じている。SUS 304L では SUS 310S と異なり加工誘起マルテンサイト変態が生じるため、それに伴う応力の急激な増加を示している。特にひずみ速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では、SUS 310S よりセ

レーシヨン発生頻度が高く、かつ試験片内温度の上昇が大きくなっている。

Fig. 5 a)~c) は 2024 アルミニウム合金の液体ヘリウム温度におけるひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ までの結果である。SUS 310S 鋼と比較して応力レベルは約 3 分の 1 になるが、ひずみ速度ごとのセレーシヨン発生様相の変化は似ている。アルミニウム合金ではひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ですでに応力の変化に不連続変形が観察され、試験片内温度も応力の変化に対応しつつ上昇を続け破断時に約 35 K に達する。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では細かいセレーシヨンが発生し、応力の降下に対応して試験片内温度が 10~20 K 程度上昇している。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ では応力の降下の大きなセレーシヨンが観察され温度上昇は約 15 K 程度になっている。これらの温度上昇はステンレス鋼 SUS 310S 鋼の約 3 分の 1 であった。



a) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$



b) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$

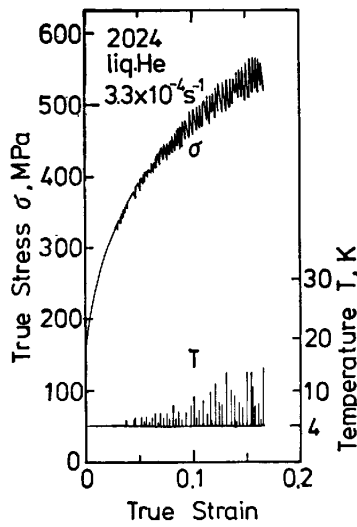
c) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$

Fig. 5. True stress-true strain curves and specimen temperature rise for 2024 Al-alloy at liquid helium temperature.

Fig. 6 a)~c) は無酸素銅の液体ヘリウム温度におけるひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ から $3.3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ での結果である。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ において、応力は破断するまで単調に増加しているが、途中に応力の微小なゆらぎが観察される。試験片内の温度は、応力の変化に対応しひずみの小さい時点で約 30 K まで上昇した後ほとんど上昇せず、ほぼ一定値を保っている。ひずみ速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$, $3.3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ と減少するにつれセレーションによる応力の降下量は増加するが、アルミニウム合金の 5 分の 1 以下であり、応力の降下の頻度は著しく高くなっていた。試験片の温度上昇も 1 K 以下とステンレス鋼の 50 分の 1 以下、アルミニウム合金と比較しても 10 分の 1 以下であった。

Fig. 7 a), b) は SUS 310S および SUS 304L の液体窒素温度におけるひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ での結果である。これらのステンレス鋼は液体窒素温度においては、いかなるひずみ速度においても不連続変形は観察されず、応力は単調に増加していた。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ においても試験片内温度は応力が増加してもあまり上昇せず、SUS 310S, SUS 304L とともに最大 10 K 前後であり、破断時まで著しく変化することはなかった。ひずみ速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ 以下では温度上昇は 1 K 以下であった。

3.2 耐力、引張強さおよび伸びにおよぼすひずみ速度の影響

温度測定を行った試験片は测温用の穴により中空な丸棒のため、得られた 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$), 引張強さ (σ_B)

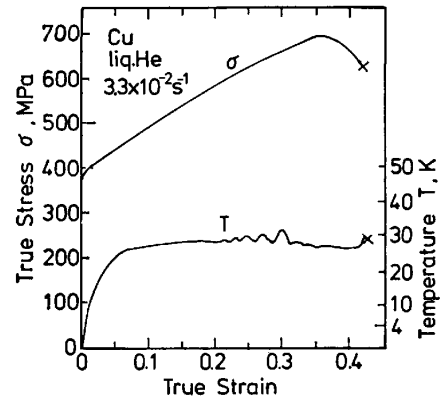
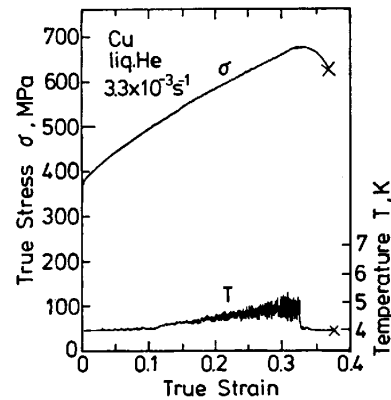
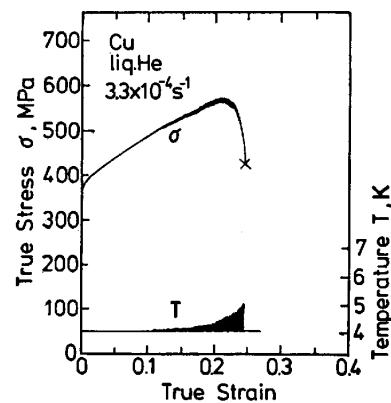
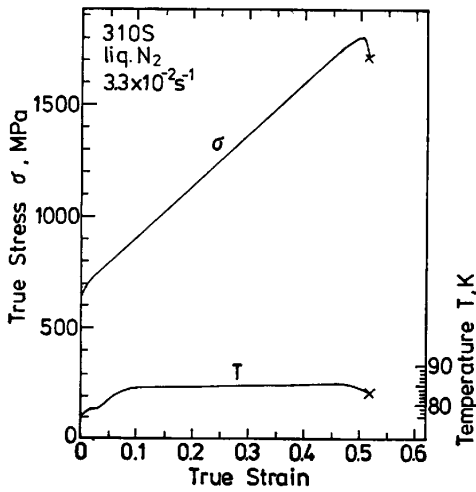
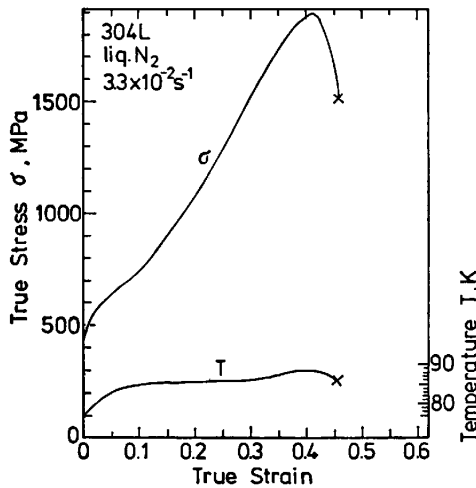
a) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-2} \text{s}^{-1}$ b) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ c) at a strain rate of $3.3 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$

Fig. 6. True stress-true strain curves and specimen temperature rise for OFHC copper at liquid helium temperature.

は必ずしも通常の試験片の値と同等とは言えないが、ひずみ速度によるそれらの液体ヘリウム温度における変化を材料別に整理した結果を Fig. 8 に示す。試験を行ったひずみ速度の範囲内では、ひずみ速度によって各材料の 0.2% 耐力および無酸素銅およびアルミニウム合金の引張強さはほとんど変化していない。これに対して SUS 310S および SUS 304L の液体ヘリウム温度における引張強さはひずみ速度の増加につれて漸減してい



a) for SUS310S



b) for SUS304L

Fig. 7. True stress-true strain curves and specimen temperature rise at liquid nitrogen temperature at a strain rate of $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$.

る。そしてひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では大きく低下し、液体窒素温度において得られた値より低くなっている。なお液体窒素温度においては SUS 310S, SUS 304L の引張強さ、0.2% 耐力は共にひずみ速度とともに上昇する傾向にあった。

液体ヘリウム温度における伸びにおよぼすひずみ速度の影響を Fig. 9 に示す。SUS 310S と SUS 304L では伸びはひずみ速度の上昇につれて減少しているが、銅においては逆にひずみ速度とともに増加していた。

4. 考 察

得られた 1 回 1 回の温度上昇は必ずしも真の温度上昇量に対応するとは言えないので、各条件の温度上昇の最高値で試験片の発熱を比較する。Fig. 10 は液体ヘリウム温度における各材料の温度上昇の最高値をひずみ速度

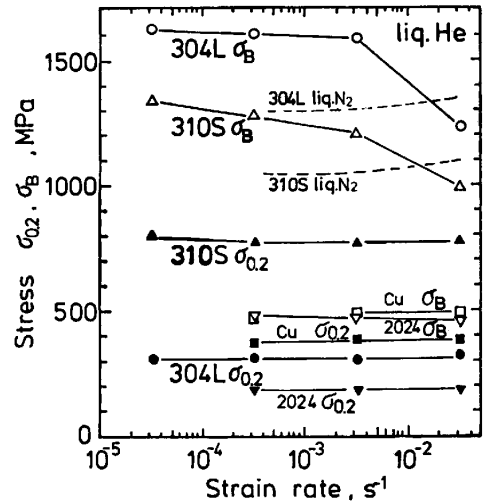


Fig. 8. 0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ and ultimate tensile strength σ_B as a function of strain rate at liquid helium temperature.

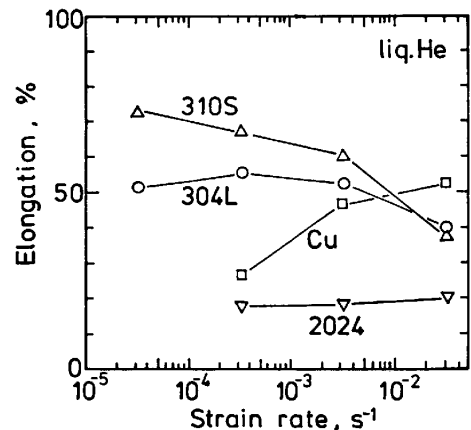


Fig. 9. Total elongation as a function of strain rate at liquid helium temperature.

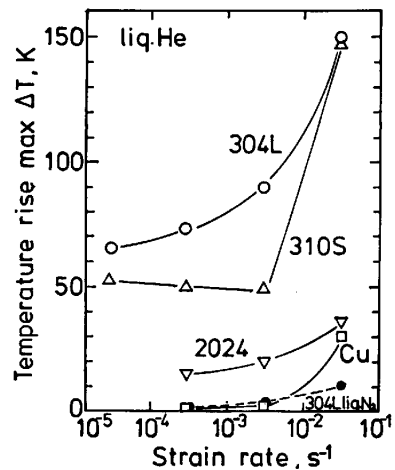


Fig. 10. Maximum specimen temperature rise as a function of strain rate at liquid helium temperature.

Table 2. Heat production rate and maximum stress drop for four materials at liquid helium temperature.

$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	SUS310S		SUS304L		OFHC Cu		2024 Al-alloy	
	\dot{Q} (W)	σ_d (MPa)	\dot{Q} (W)	σ_d (MPa)	\dot{Q} (W)	σ_d (MPa)	\dot{Q} (W)	σ_d (MPa)
3.3×10^{-5}	0.03	182	0.03	328	—	—	—	—
3.3×10^{-4}	0.24	182	0.25	266	0.1	7.3	0.07	44
3.3×10^{-3}	2.3	182	2.5	270	1.1	0.7	0.8	29
3.3×10^{-2}	20	—	20	—	10.6	—	8.2	7

についてプロットした図である。参考までに SUS 304L の液体窒素温度での温度上昇の値も合わせて示す。液体ヘリウム温度では特に SUS 310S と無酸素銅においてはひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ と $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ との間には大きな差があることがわかる。このことは Fig. 3~ Fig. 6 のひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ において、はつきりしたセレーションが観察されず、試験片内温度も試験中に再び液体ヘリウム温度に戻ることなく上昇し続けることから明らかである。引張試験時における塑性変形による仕事から、4 K における平均単位時間あたりの発熱量 \dot{Q} (W) を荷重-変位曲線から概算した結果を Table 2 に示す。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ では 1~2 W であるが、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では 10~20 W になっている。一方ヘリウムの沸騰曲線¹⁰⁾より核沸騰領域での最大熱流束 q_{max} を約 0.8 W/cm^2 、それに対応する最大温度差 ΔT_{max} を約 0.6 K と求め、さらに最大熱流束と伝熱面傾斜角との関係¹⁰⁾と試験片表面積から、試験片平行部からの液体ヘリウムへの放熱量は約 3.8 W と計算される。この放熱量の値から、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では試験片からの放熱が塑性変形による発熱に追いつかないことになる。したがって、このひずみ速度の間に試験片表面における液体ヘリウムへの熱伝達の機構に不連続な変化を生じていると理解される。すなわちひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では試験片表面での液体ヘリウムは、分散的な核沸騰から試験片表面全体にわたった膜沸騰に遷移しているものと考えられる。その際の試験片の発熱量 \dot{Q} は次式により近似的に書くことができる。

$$\dot{Q} = \frac{dW}{dt} = \sigma \dot{\epsilon} \dots \dots \dots (1)$$

ただし仕事 $W = \int \sigma d\epsilon$ とする。 σ は変形応力、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度である。したがってひずみ速度一定のもとでは発熱量は変形応力 σ に比例し、応力の増加とともにそれによる試験片の温度も上昇していくと考えられる (Fig. 3 a), Fig. 4 a)。またステンレス鋼を液体ヘリウム温度から液体窒素温度および室温まで上昇させるのに要する

熱量は、寒剤の使用量¹¹⁾からそれぞれ 3.8 J/g と 88 J/g と計算され試験片平行部に換算すると約 26 J と 600 J になる。ステンレス鋼におけるひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ での全仕事量はおおよそ 250 J であり、この大部分が熱となり蓄積され約 150 K の温度上昇となつたと推定される。無酸素銅およびアルミニウム合金においては変形応力が低く単位時間あたりの発熱量が小さいことと、ステンレス鋼より熱伝導率が大きいため固体熱伝達によるつかみ部での熱吸収が大きくなることから、温度上昇は 30 K 程度にとどまっているものと考えられる。

ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以下では塑性変形による発熱量より放熱量が上回るため、基準温度としての試験温度は液体ヘリウム温度に保たれる。しかしひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ における発熱量 \dot{Q} は特にステンレス鋼において放熱量にかなり近いので、放熱量の余裕がないと言える。ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以下での温度上昇は不連続変形によるセレーションに付随するもので、温度上昇の大きさは応力の降下量に大きく依存する。各材料のひずみ速度ごとの応力降下量の最大値を σ_d として Table 2 に挙げた。銅においては σ_d がひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で約 7 MPa と小さいため温度上量も 1 K 以下と小さく、ステンレス鋼では σ_d が $180 \sim 270 \text{ MPa}$ となり $50 \sim 80 \text{ K}$ の温度上昇に対応している。SUS 310 S より SUS 304L の方が σ_d が大きく、したがって温度上昇も大きい。SUS 310S と SUS 304L との違いとして加工誘起マルテンサイト変態の有無が挙げられ、SUS 304L においてはマルテンサイト相生成による変形応力の増加と変態の際の熱発生が考えられる。しかしマルテンサイト変態そのものの有無とセレーションとの間に直接関係はなく、そのセレーションへの影響は小さいものと言えよう。温度上昇の大きさ ΔT は次式によつて表されることが考えられる。

$$\Delta T = f(\dot{Q}, \sigma_d, k, c_p) \dots \dots \dots (2)$$

早いひずみ速度では \dot{Q} の影響が強く、熱伝導率 k が大きくても試験片内の温度は上昇してしまう。よつてセレー

ションも生じない。遅いひずみ速度では \dot{Q} は小さく ΔT は σ_d に依存する。そしてひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 程度では、 \dot{Q} と σ_d の相乗効果および k によつて温度上昇の大きさが決まると考えられる。また液体窒素温度では比熱 c_p が大きくなるため温度上昇が小さいと言える。

Fig. 8 で見られた SUS 310S および SUS 304L ステンレス鋼の引張強さが液体窒素温度における結果とは逆に、ひずみ速度の増加とともに漸減する現象は極低温における引張試験の大きな特徴である。これについては NBS のレポート¹²⁾において著者らのデータを引用しつつ述べられてもいるが、構造材料の特性評価においてひずみ速度の影響は十分考慮に入れるべき問題であろう。さらに衝撃試験の高荷重速度における問題、疲れ試験の際のくり返し周波数の影響など今後検討を加えていく必要がある。

5. 結 言

- 1) 液体ヘリウム温度での引張試験におけるひずみ速度は、変形挙動、強度特性に著しい影響をあたえる。
- 2) 液体ヘリウム温度においてひずみ速度 $3.3 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ では、試験片内温度がステンレス鋼で約 150 K、銅およびアルミニウム合金で約 30 K まで上昇した。
- 3) ステンレス鋼においてセレーションの安定発生への遷移ひずみ速度は $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ であつた。
- 4) ステンレス鋼において、極めて遅いひずみ速度 $3.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ ではセレーションの発生は遅延した。
- 5) セレーションに付随する温度上昇の大きさは、単位時間あたりの熱発生量と応力の降下量と関連がある。
- 6) 液体ヘリウム温度において、ステンレス鋼の引張強さはひずみ速度を高めると減少する。
- 7) 液体ヘリウム温度での材料試験に際しては、ひず

み速度に十分注意する必要がある。引張試験においてはひずみ速度が $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 以下で行われることを推奨する。

おわりに、本研究を遂行するにあたり実験に御協力あるいは御討議をいただいた平賀啓二郎氏、御指導をいただいた太刀川恭治博士そして御援助をいただいた極低温機器材料研究グループの方々に深い感謝の意を表します。

文 献

- 1) Handbook on Materials for Superconducting Machinery (1977) [Metals and Ceramic Information Center]
- 2) Z. S. BASINSKI: Proc. Roy. Soc., A240 (1957), p. 229
- 3) Z. S. BASINSKI: Aust. J. Phys., 13 (1960), p. 354
- 4) 福島英二，後藤 昭，伏見光造：日本金属学会誌，37 (1973)，p. 186
- 5) 福島英二，後藤 昭：日本金属学会誌，39 (1975)，p. 182
- 6) E. M. MEDVEDEV: Cryogenics, 16 (1976), p. 533
- 7) W. G. DOBSON and D. L. JOHNSON: Advances in Cryogenic Engineering, 30 (1984), p. 185 [Plenum Press]
- 8) K. NOHARA, T. KATO, T. SASAKI, S. SUZUKI and A. EJIMA: Advances in Cryogenic Engineering 30 (1984), p. 193 [Plenum Press]
- 9) L. A. A. WARNES and H. W. KING: Cryogenics, 16 (1976), p. 659
- 10) 佐藤新太郎，尾形久直：低温工学，12 (1977)，p. 2
- 11) 小林俊一：低温技術 (1977)，p. 42 [東京大学出版会]
- 12) Materials Studies For Magnetic Fusion Energy Application At Low Temperature-VII (1984), NBSIR