

© 1990 ISIJ

 ////////////////
 論文
 ////////////////

高Cr高Ni鋼の高温クリープにおいて形成される転位下部組織に及ぼす固溶元素の効果

 近藤 義宏*・稲積 透*²・竹山 雅夫*³
 松尾 孝*⁴・田中 良平*⁵

Effect of Solute Elements on Dislocation Substructures Developed during High Temperature Creep in High Chromium High Nickel Steel

 Yoshihiro KONDO, Tohru INAZUMI, Masao TAKEYAMA,
 Takashi MATSUO and Ryohei TANAKA

Synopsis:

The effect of nine solute elements on the dislocation substructures developed during high temperature creep in a 25Cr-35Ni austenitic steel was investigated by TEM at steady state stage at 900 and 1000°C, and was discussed in terms of the frictional stress obtained in the previous works.

Unlike usual understanding, subgrain size does not seem to be an important substructural parameter which determines the creep resistance. The increase in dislocation density with increasing in solute content was correlated well with the increase in the frictional stress, irrespectively of the kinds of solute elements. The temperature dependence of the dislocation density became larger with the addition of solute elements, and the temperature and stress dependences of the dislocation density were the same as the temperature and stress dependences of the frictional stress. The relationship between the logarithm of dislocation density and that of normalized frictional stress can be represented by a single straight line, irrespectively of temperatures and the kinds and amounts of solute elements.

The results conclusively demonstrate that the increase in the frictional stress yielding the increase in creep resistance due to the addition of solute elements corresponds directly to the increase in the dislocation densities.

Key words: dislocation substructure; creep; frictional stress; subgrain; dislocation density; solid solution strengthening.

1. 緒 言

近藤らは前報 I¹⁾ 及び II²⁾ において、 γ 単相とした 25Cr-35Ni 鋼に IV, V 及び VI 族の計 9 種類の固溶元素を固溶範囲内で添加し、900 及び 1000°C の高温クリープ抵抗及び摩擦応力に及ぼす各固溶元素の効果を検討した。その結果、各元素による固溶強化量、すなわち最小クリープ速度の減少量は固溶元素の種類及び添加量の多少を問わず、摩擦応力の増加により、一義的に決定さ

れることを明らかにした。また、前報 III³⁾ においては、上記の 9 種の元素について、固溶量の増加によるクリープの活性化エネルギー、 Q_c の増加及び定常クリープ速度の応力指数、 n 値の増加が、それぞれ摩擦応力の温度依存性及び応力依存性により説明されることを明らかにした。

変形抵抗と直接的に相関するパラメーターである摩擦応力^{4)~6)} は、実験的に測定可能なパラメーターではあるが、そのような値が求まる根拠はいまだ十分には議論

平成元年 5 月 8 日受付 (Received May 8, 1989)

- * 東京工業大学工学部 (現: 防衛大学校) 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, Now The National Defense Academy, 1-10-20 Hashirimizu Yokosuka 239)
- *² 東京工業大学大学院 (現: NKK) (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now NKK Corporation)
- *³ 東京工業大学大学院 (現: 金属材料技術研究所) 工博 (Graduate School, Tokyo Institute of Technology, Now National Research Institute of Metals)
- *⁴ 東京工業大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology)
- *⁵ 東京工業大学工学部 (現: 横浜国立大学) 工博 (Faculty of Engineering, Tokyo Institute of Technology, Now Yokohama National University)

Table 1. Chemical composition of steels studied (wt%).

Steel	Solute element		C	Si	Mn	Cr	Ni	Solute content	
	Group	Element						wt%	at%
25Cr-35Ni	—	—	0.006	0.55	1.04	25.40	34.93	—	—
3Cr 6Cr	VI	Cr	0.011 0.008	0.49 0.62	0.89 1.12	27.96 31.03	35.06 35.69	2.96* 6.03*	3.31* 6.40*
1Mo 2Mo		Mo	0.013 0.009	0.50 0.51	0.98 0.99	25.98 26.23	35.12 35.27	1.63 3.17	0.92 1.86
1W 2W		W	0.001 0.014	0.45 0.46	0.88 0.80	24.00 22.38	33.77 35.42	3.04 5.47	0.94 1.72
2V	V	V	0.004	0.48	0.99	25.38	34.78	1.02	1.11
2Nb		Nb	0.002	0.49	1.06	25.24	34.66	1.01	0.60
2Ta		Ta	0.002	0.50	1.01	24.60	34.79	1.16	0.36
2Ti	IV	Ti	0.005	0.51	1.05	24.78	34.79	1.23	1.42
2Zr		Zr	0.002	0.47	1.05	25.24	34.77	0.07	0.043
2Hf		Hf	0.002	0.50	1.04	25.10	34.97	0.15	0.047

* : Solute content of Cr is indicated as Cr content which exceeds 25wt%.

されていない。Cuddy⁷⁾は、SUS 304 のクリープにおいて形成されたサブグレイン内の転位密度の高低が、摩擦応力の大小と相関すると報告した。しかし、その後、摩擦応力と転位下部組織との関連を調べた研究は少ない。

そこで、本研究では前報 I¹⁾ 及び II²⁾ において 9 種の固溶元素を添加した 25 Cr-35 Ni 鋼について 900 及び 1000°C の定常クリープ域 (あるいは最小のクリープ速度を示した時点[†]) における転位下部組織を調べ、これと摩擦応力との関連を検討する。

2. 供試鋼及び実験方法

供試鋼には前報 I¹⁾ 及び II²⁾ で用いた 19 種の鋼の中から基本組成の 25 Cr-35 Ni 鋼と、これに VI 族元素である Cr, Mo 及び W をそれぞれ 2 水準で添加した 6 鋼種、さらに、IV 及び V 族の 6 種の固溶元素については、最も添加量の多い 6 鋼種 (それぞれ 2 V, 2 Nb, 2 Ta, 2 Ti, 2 Zr 及び 2 Hf である) の計 13 鋼種を用いた。それらの化学組成を Table 1 に示す。溶製方法については前報 I¹⁾ 及び II²⁾ を参照されたい。

これらの鋼は Table 2 に示すように、1200°C で 1 h の固溶化熱処理を施した後、85% の冷間圧延を行い、再度 1100~1250°C で 1 あるいは 3 h 加熱して、結晶粒径を約 100 μm に調整した。得られた熱処理材について、Fig. 1 に示すように標点距離 35 mm、平行部幅 5 mm、平行部厚さ 2 mm の板状クリープ試験片を作製した。

これらの板状試験片を使用し、900 及び 1000°C にお

Table 2. Heat treatment of steels studied.

Steel	Heat treatment
25Cr-35Ni	1100°C×3h→W. Q.
3Cr 6Cr	1150°C×1h→W. Q. 1150°C×1h→W. Q.
1Mo 2Mo	1150°C×1h→W. Q. 1150°C×1h→W. Q.
1W 2W	1150°C×1h→W. Q. 1150°C×1h→W. Q.
2V	1200°C×1h →85% Cold rolling → 1220°C×1h→W. Q.
2Nb	1150°C×1h→W. Q.
2Ta	1150°C×1h→W. Q.
2Ti	1170°C×1h→W. Q.
2Zr	1220°C×1h→W. Q.
2Hf	1250°C×1h→W. Q.

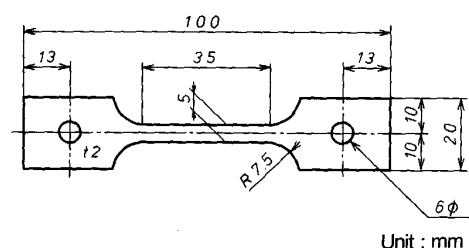


Fig. 1. A creep testing specimen prepared for TEM observation.

いて、それぞれ 3.0~5.0 kgf/mm² 及び 1.5~3.0 kgf/mm² の応力範囲における定荷重クリープ試験を定常クリープ域まで行い、荷重を負荷したまま、試験片を直接水冷することにより試験を停止した。なお、2 V, 2 Nb, 2 Ta, 2 Ti, 2 Zr 及び 2 Hf については 900°C, 5.0 kgf/mm² 及び 1000°C, 3.0 kgf/mm² の 2 条件にお

[†] 広い定常クリープ域を示さない試料については、最小のクリープ速度を示した時点における組織観察を行った。これらを含めて以後は定常クリープ域という表現のみを用いることとする。

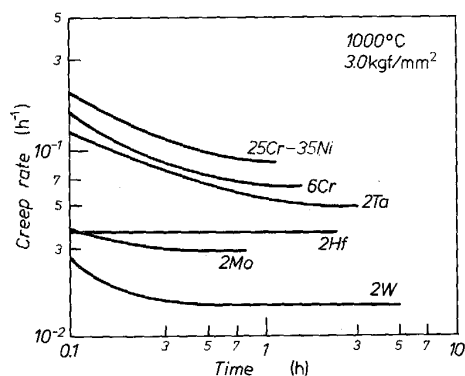


Fig. 2. Creep rate-time curves at 1000°C-3.0 kgf/mm² of 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo, 2W, 2Ta and 2Hf.

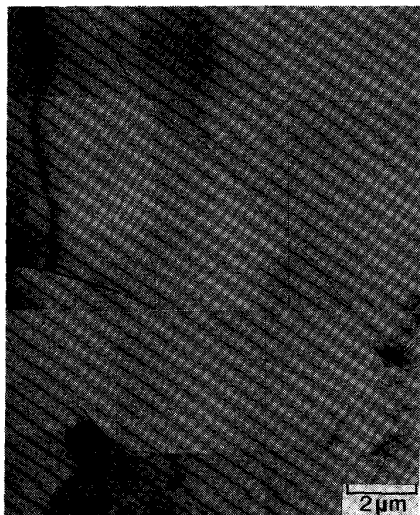


Photo. 1. Transmission electron micrograph of 25Cr-35Ni crept up to steady state creep stage at 1000°C-3.0 kgf/mm².

いてのみ上記のクリープ中断試験を行った。

これらの中断材より直径 3 mm, 厚さ 0.2 mm の円板状試料を切り出し, これを 10% 過塩素酸+エチルアルコール溶液を用いた双ジェット法によって電解研磨して薄膜とし, 透過電顕による組織観察を行った. 転位密度は HIRSCH の方法⁸⁾にしたがい, 各試料とも約 2500 µm² の面積に相当する枚数の電顕撮影写真について測定した.

3. 実験結果

3.1 定常クリープ域におけるクリープ中断試験

1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² のクリープ試験を停止するまでのクリープ速度-時間曲線を 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo, 2W, 2Ta 及び 2Hf について Fig. 2 に示す. い



Photo. 2. Transmission electron micrograph of 6Cr crept up to steady state creep stage at 1000°C-3.0 kgf/mm².

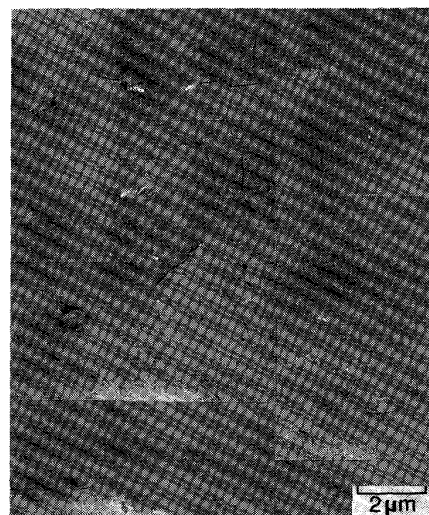


Photo. 3. Transmission electron micrograph of 2Mo crept up to steady state creep stage at 1000°C-3.0 kgf/mm².

ずれの試料も定常クリープ域 (あるいは最小クリープ速度を示した時点) においてクリープ試験が停止されている.

3.2 クリープにより形成された転位下部組織に及ぼす固溶元素の効果

1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² のクリープ試験を定常クリープ域において停止した 25Cr-35Ni, 6Cr, 2Mo 及び 2W の透過電顕組織をそれぞれ Photo. 1, 2, 3 及び 4 に示す. 25Cr-35Ni (Photo. 1) においては, サブグレインが観察され, サブグレイン内の転位密度は後述する他のいずれの鋼種よりも低い. 6Cr (Photo. 2) にお

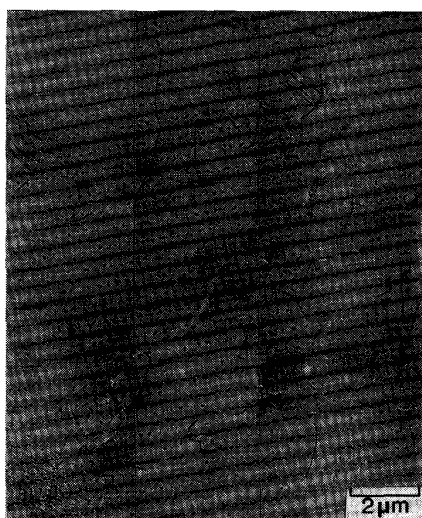


Photo. 4. Transmission electron micrograph of 2W crept up to steady state creep stage at 1000°C - 3.0 kgf/mm^2 .

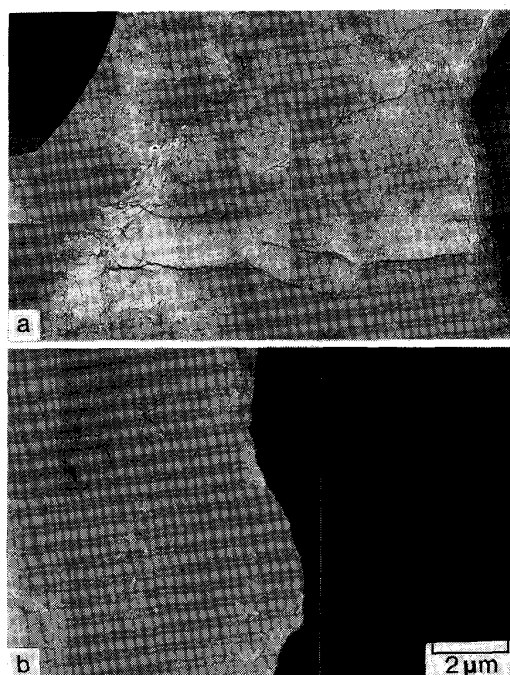


Photo. 5. Transmission electron micrographs of 2Nb (a) and 2Ta (b) crept up to steady state creep stage at 1000°C - 3.0 kgf/mm^2 .

けるサブグレインの形成は粒界近くに限定されるようになり、サブグレイン内の転位は 25 Cr-35 Ni に比べより長いものが多くなる。2 Mo 及び 2 W については、いずれも Photo. 3 及び 4 に示した視野の範囲内ではサブグレインは認められず、転位密度は 25 Cr-35 Ni 及び 6 Cr に比べともに高い。

1000°C 、応力 3.0 kgf/mm^2 でクリープ試験を中断し

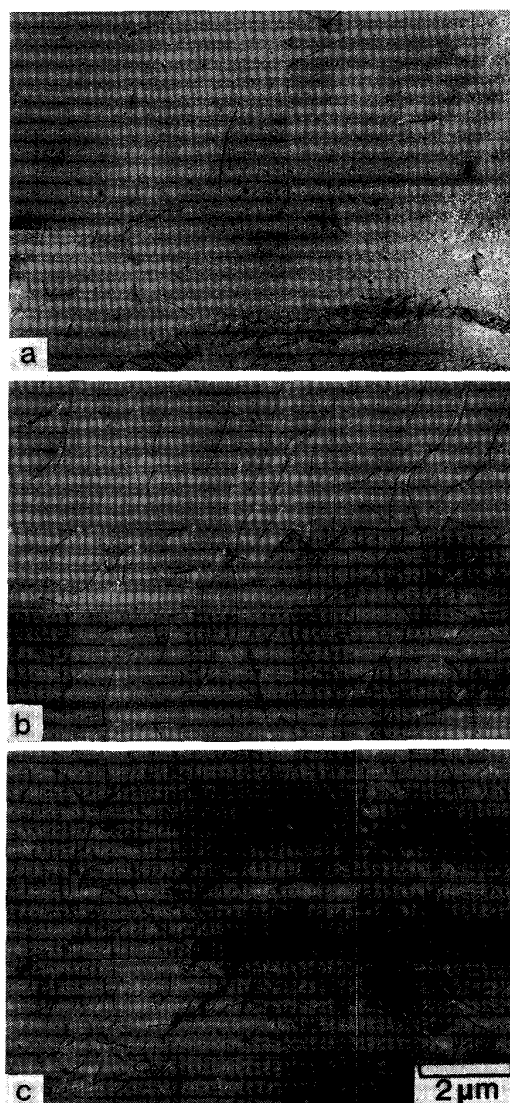


Photo. 6. Transmission electron micrographs of 2Ti (a), 2Zr (b) and 2Hf (c) crept up to steady state creep stage at 1000°C - 3.0 kgf/mm^2 .

た 2 Nb, 2 Ta の透過電顕組織を Photo. 5 にまた、2 Ti, 2 Zr 及び 2 Hf のものを Photo. 6 に示す。第 V 族元素を添加した 2 Nb (Photo. 5 a) 及び 2 Ta (Photo. 5 b) においては、いずれもサブグレインが観察されたが、Photo. 1 に示した 25 Cr-35 Ni に比べサブグレイン内の転位密度は非常に高い。

一方、第 IV 族元素を添加した 2 Ti (Photo. 6 a), 2 Zr (Photo. 6 b) 及び 2 Hf (Photo. 6 c) において、サブグレインは観察されない。また、Photo. 1 に示した 25 Cr-35 Ni に比べいずれの鋼の転位密度も高い。しかし、これら 3 鋼種の中では 2 Zr 及び 2 Ta の転位密度が 2 Ti に比べ非常に高い。

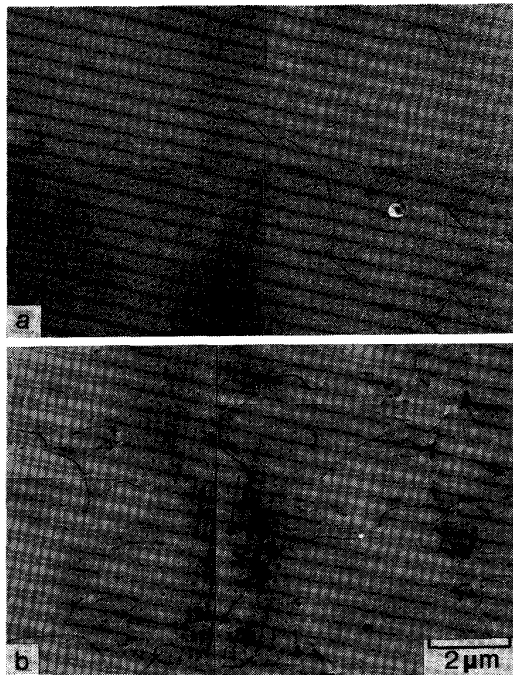


Photo. 7. Transmission electron micrographs of 2W crept up to steady state creep stage at 1000°C-1.5 kgf/mm² (a) and at 900°C-3.0 kgf/mm² (b).

3.3 転位下部組織の応力及び温度依存性

1000°C, 応力 1.5 kgf/mm² 及び 900°C, 応力 3.0 kgf/mm² のクリープ試験を定常域において中断した 2W の透過電顕組織を Photo. 7 に示す。Photo. 4 に示した 1000°C, 3.0 kgf/mm² の中断材に比べ, より低応力の 1.5 kgf/mm² において中断した試料の転位密度は Photo. 7 a に示すようにならかなり低い。また, 試験温度を 100°C 低めた 900°C, 3.0 kgf/mm² の中断試料 (Photo. 7 b) におけるサブグレイン内の転位密度は, 1000°C のものに比べわずかに高い。

4. 考 察

従来, 高温クリープ中に形成されたサブバウンダリーは転位の障害物とみなされてきた^{9)~14)}。すなわち, サブグレインの形成及びサブグレインサイズの減少はクリープ抵抗を増大させるものと考えられてきた。しかし, 前節の転位下部組織観察において, サブグレインの形成は, 基本組成の 25Cr-35Ni や 2Ti のようにクリープ抵抗が小さな試料において観察された。また, 最近, 竹山らはクリープにおけるサブグレインの形成はこれまでの考えとは逆に変形抵抗を低下させることを Ni-20Cr-Zr 合金のクリープにおいて定性的に明らかにし¹⁵⁾¹⁶⁾, 平井らは同一合金についてサブグレイン間の

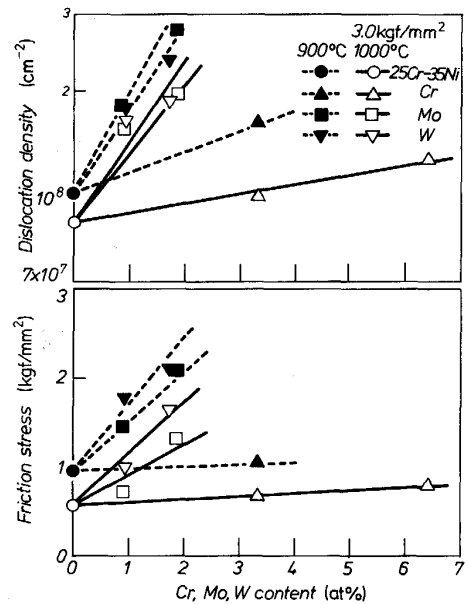


Fig. 3. Effect of solute content of Cr, Mo and W on the dislocation densities and the frictional stress at 900 and 1000°C-3.0 kgf/mm².

方位差が数度以上に達した試料の変形抵抗は明らかに低下していることを実験的に示した¹⁷⁾¹⁸⁾。さらに, Photo. 1 に示したように, サブバウンダリーに沿った転位の堆積は観察されず, サブバウンダリーが転位の障害物として働く実験的証拠も得られなかった。したがって, 本研究の結果からはサブグレインサイズが小さいほどクリープ抵抗は高くなる, とする従来の考え方は成立しないものと考えられる。また, 本実験において観察されたサブグレイン間のコントラストの差は小さく, それぞれの方位差が数度以上¹⁸⁾には達していないと予想されるため, サブグレイン形成による変形抵抗の低下は少ないと考えられる。

サブグレインを形成していた試料におけるサブグレイン内の転位密度は, 固溶元素量が多いものほど, また, 固溶強化量が大きな元素を添加した試料ほどより高いことが定性的には確認された。これらの結果は前述した CUDDY⁷⁾ の指摘と一致している。そこで, HIRSCH らの方法⁸⁾ にしたがって定常域で試験を停止した各試料について, 転位密度を測定し, 転位密度と摩擦応力との関係を定量的に検討した。なお, サブグレインを形成していた試料については, サブバウンダリーを形成している転位は除外して算出した。

4.1 転位密度の固溶元素量依存性

900 及び 1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² の定常クリープ域における 25Cr-35Ni の転位密度と Cr, Mo 及び W 量との関係を Fig. 3 に示す。なお, 前報 I¹⁾ 及び II²⁾

で示した同一クリープ条件における摩擦応力の Cr, Mo 及び W 量依存性も同図に併せて示した. いずれの元素の固溶量が増加しても転位密度は高くなる. また, 原子% 当たりの転位密度の増加量は, Cr に比べ Mo 及び W で大きく, 1000°C に比べ 900°C でより大きい.

さらに, 同図に併せて示したそれぞれの固溶元素量に対する摩擦応力の増加は, ここで得られた Cr, Mo 及び W 量の増加に伴う転位密度の増加と定性的によく相関している.

4.2 固溶元素量に対する転位密度増加量の温度依存性

ところで, 転位下部組織は二, 三の例外¹⁹⁾²⁰⁾を除き, 一般に温度依存性を示さないと考えられてきた²¹⁾. しかし, 前報 III³⁾において摩擦応力, σ_f については温度依存性が認められること, また, これはクリープの活性化エネルギー, Q_c の値の大小と次式のように相関することを示した.

$$Q_c = Q_c^* - (n_0 RT^2/E_{(T)}) \cdot (dE_{(T)}/dT) \sigma_a - [n_0 RT^2/(\sigma_a - \sigma_f)] \cdot (d\sigma_f/dT) \sigma_a \dots\dots\dots (1)$$

Q_c^* : 有効応力一定でのクリープの活性化エネルギー

n_0 : 定常クリープ速度の有効応力指数

$E_{(T)}$: 弾性係数

R : 気体定数

σ_a : 負荷応力

この式の右辺第3項より, 摩擦応力が負荷応力に対して相対的に大きく, また, 摩擦応力の温度依存性が大きなものほど Q_c は大きな値を示すことがわかる. 前報 III³⁾における σ_f の実測値は固溶量が多いほど, また, 固溶強化量の大きな元素の添加ほど大きな値を示し, $(\sigma_a - \sigma_f)$ は小さな値を示した. さらに, 摩擦応力の温度依存性 $(d\sigma_f/dT) \sigma_a$ もまた固溶量が多いほど, また, 固溶強化量の大きな元素の添加ほど, 大きな値を示した³⁾.

摩擦応力が転位下部組織と相関するパラメーターであると仮定すると, 固溶強化量が大きな元素を多量添加した鋼ほど転位密度はより高く, また, その温度依存性も大きくなることが予想される.

Fig. 3 における固溶元素量と転位密度の関係から, 基本組成の 25 Cr-35 Ni を含めて, すべての鋼種の 900°C における転位密度は 1000°C の値に比べ高い. これは同図に併せて示した摩擦応力が, 1000°C に比べ 900°C の値が高いこととよく一致している. ここで, Fig. 3 の縦軸に示した転位密度 ρ を 25 Cr-35 Ni における転位密度 ρ_0 によって規格化した ρ/ρ_0 で示し, これと固溶元素量との関係を Fig. 4 に示す. また, 前報 I¹⁾ 及び II²⁾ において示した摩擦応力, σ_f の固溶元素量依存性

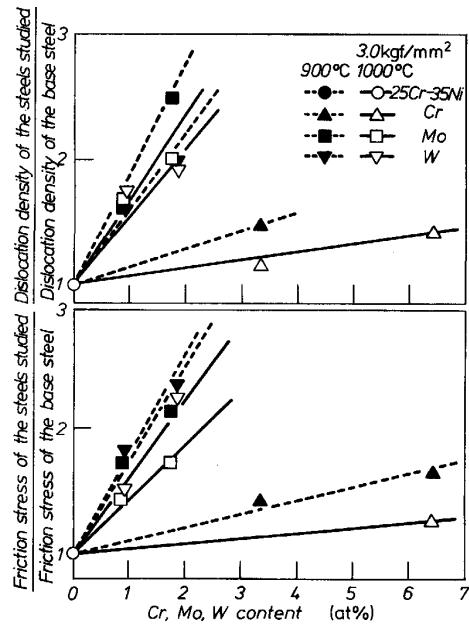


Fig. 4. Effect of solute content of Cr, Mo and W on the normalized dislocation densities and the normalized frictional stress at 900 and 1000°C-3.0 kgf/mm².

についても転位密度と同様, σ_f/σ_{f_0} で表し, 900 及び 1000°C, 応力 3.0 kgf/mm² における結果を同図に併せて示した. 25 Cr-35 Ni へ Cr, Mo 及び W を添加した場合, それらの固溶量が多いものほど, 1000°C のものに比べ, 900°C の転位密度は高い. これは, 同図に併せて示した摩擦応力の場合も同様である.

4.3 固溶元素添加による転位密度の増加量の応力依存性

25 Cr-35 Ni, 3 Cr, 2 Mo 及び 2 W の 1000 及び 900°C の定常クリープ域における転位密度の負荷応力依存性を Fig. 5 に示す. 1000 及び 900°C のいずれの温度においても, 25 Cr-35 Ni に比べ, 3 Cr, 2 Mo 及び 2 W の転位密度は高い. また, いずれの鋼の転位密度も高応力ほど高い値を示す. なお, 3 Cr, 2 Mo 及び 2 W における転位密度の応力依存性は 25 Cr-35 Ni とほとんど変わらない.

前報 III³⁾において, 摩擦応力の応力依存性はクリープ速度の応力指数, n と関連し, 次式で表せることを示した.

$$n = n_0 [1 - (d\sigma_f/d\sigma_a)_T] / [1 - (\sigma_f/\sigma_a)] \dots\dots\dots (2)$$

温度依存性の場合と同様, 固溶強化量の大きい元素を多量添加した場合, $d\sigma_f/d\sigma_a$ が減少するか, あるいは, σ_f/σ_a が増加すると n 値は大きくなる. Fig. 5 に示したように, 本研究において, 固溶強化量の大きな元素, Mo 及び W を添加した場合, 転位密度の応力依存性,

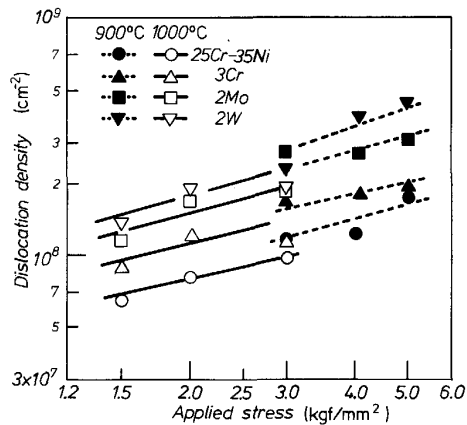


Fig. 5. Applied stress dependence of the dislocation densities at 900 and 1000°C in 25Cr-35Ni, 3Cr, 2Mo and 2W.

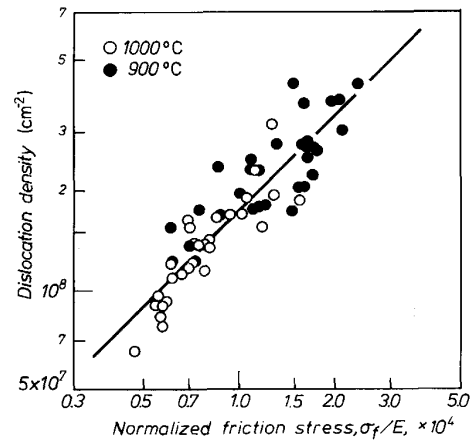


Fig. 7. Relationship between the dislocation densities and normalized frictional stress for all of the specimens crept at 900 and 1000°C.

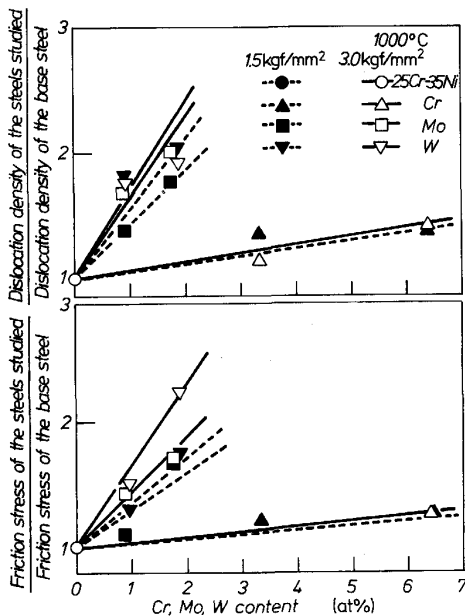


Fig. 6. Effect of solute content of Cr, Mo and W, on the normalized dislocation densities and the normalized frictional stress at 1000°C-1.5 and 3.0 kgf/mm².

$d\rho/d\sigma_a$ は減少せず、負荷応力に対する転位密度の値自体、 ρ/σ_a が大きく増加した。摩擦応力が転位密度と相関すると仮定すると、Mo及びWの添加による n の増加は $d\sigma_f/d\sigma_a$ の減少によるのではなく、 σ_f/σ_a の増加によると考えられ、前報Ⅲ³⁾における結果とよく一致していた。

Fig. 6に1000°C、応力1.5及び3.0 kgf/mm²の定常クリープ域における各試料の転位密度、 ρ を25Cr-35Niの転位密度 ρ_0 で除し、 ρ/ρ_0 と固溶元素量との関係を示した。なお、2応力条件下における摩擦応力の固溶

元素量依存性も同図に併せて示した。転位密度は高応力側で高いが、その応力依存性に比べ、固溶元素量の増加による転位密度の増加がより大きい。これは同図に併せて示した摩擦応力の応力及び固溶元素量依存性とよく相関していた。

これらのことから、種々の固溶元素添加による転位密度の増加及びその温度、応力依存性はいずれも摩擦応力の増加及びその温度、応力依存性と一義的に相関すると考えられる。

4.4 固溶強化による転位密度の増加と摩擦応力との関連

1000°C、負荷応力1.5~3.0 kgf/mm²及び900°C、負荷応力3.0~5.0 kgf/mm²における25Cr-35Ni、Cr、Mo及びW添加鋼ならびに2V、2Nb、2Ta、2Ti、2Zr及び2Hf(2V、2Nb、2Ta、2Ti、2Zr及び2Hfについては負荷応力は1000°Cでは3.0 kgf/mm²及び900°Cでは5.0 kgf/mm²のみ)の転位密度と摩擦応力¹²⁾との関係をFig. 7に示す。この場合、摩擦応力は弾性係数²²⁾で規格化した。いずれの温度においても、転位密度と摩擦応力との関係は固溶元素の種類及びその固溶量の多少を問わず、勾配が1の一本の直線でほぼ整理できる。したがって、固溶元素の添加による変形抵抗の増加をもたらした摩擦応力の増加は、転位密度の増加と一義的に相関するものと結論される。

5. 結 論

本研究では、固溶元素をそれぞれ単独に、また固溶限

¹²⁾ ここで用いた摩擦応力の値は前報での有効応力と定常クリープ速度との関係を示す直線¹²⁾に、本研究で測定した各試料の中断直前での定常クリープ速度をプロットし、これより有効応力を推定して、これと負荷応力との差から決定したものである。

の範囲内で添加した 25 Cr-35 Ni 鋼について、900 及び 1000°C、応力 1.5~5.0 kgf/mm² のクリープ試験を行い、定常クリープ域において試料を負荷まま水冷することにより試験を停止し、Cr、Mo 及び W を添加した鋼の中継材について透過電顕観察を行い、転位下部組織の固溶元素量、試験温度及び応力依存性を検討した。さらに、すでに報告した摩擦応力の固溶元素量、試験温度及び応力依存性との関連も検討して、摩擦応力と相関する転位下部組織パラメーターを検討し、以下の結論を得た。

1) 25 Cr-35 Ni 及び Cr 添加鋼ならびに 2 Nb, 2 Ta 及び 2 Ti については、定常クリープ域においてサブグレインの形成が観察されたが、Mo 及び W 添加鋼ならびに 2 Zr 及び 2 Hf については、サブバウンダリーの形成はほとんど観察されなかった。また、観察されたサブグレインはそれらの方位差が大きくないことから、これまで変形抵抗と直接的に相関する組織因子と考えられてきたサブグレインサイズは、これらの鋼においては重要な組織因子ではないものと結論した。

2) サブグレインを形成したのものについてはサブバウンダリーの転位の数を除外して、25 Cr-35 Ni の転位密度と比較すると、Cr 添加鋼及び 2 Ti とは大差ないが、Mo 及び W 添加鋼、2 Nb, 2 Ta, 2 Zr 及び 2 Hf のように、固溶強化量の大きな元素を多量添加した場合に、転位密度は非常に高い値を示した。

3) いずれの鋼においても負荷応力の増加に伴って転位密度は増加し、また、同一負荷応力のもとでの転位密度は 1000°C に比べ 900°C でより高く、固溶強化量の大きな元素の添加ほど、また、固溶量が多いものほど応力及び温度の差異に伴う変化は大きくなる。これは固溶量の増加に伴う摩擦応力の応力及び温度依存性の変化とよく対応している。

4) 各鋼の転位密度を摩擦応力で整理すると、900 及び 1000°C とも、固溶元素の種類及びその固溶量の多少を問わず、勾配 1 の一本の直線でほぼ整理できる。し

たがって、固溶元素の添加による変形抵抗の増加をもたらした摩擦応力の増加は、転位密度の増加と一義的に相関するものと結論される。

文 献

- 1) 近藤義宏, 松尾 孝, 篠田隆之, 田中良平: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 987
- 2) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 690
- 3) 近藤義宏, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 1002
- 4) R. W. EVANS and B. WILSHIRE: Creep of Metals and Alloys (1985), p. 122 [The Inst. of Metals]
- 5) A. ORLOVÁ and J. ČADEK: Mater. Sci. Eng., **77** (1986), p. 1
- 6) W. BLUM and E. WECKERT: Mater. Sci. Eng., **86** (1987), p. 145
- 7) L. J. CUDDY: Metall. Trans., **1** (1970), p. 395
- 8) P. B. HIRSCH, A. HOWIE, R. B. NICHOLSON, D. W. PASHLEY and M. J. WHELAN: Electron Microscopy of Thin Crystals (1969), p. 415 [Butter worths, London]
- 9) S. TAKEUCHI and A. S. ARGON: J. Mater. Sci., **11** (1976), p. 1542
- 10) O. D. SHERBY, R. H. KLUNDT and A. K. MILLER: Metall. Trans., **8A** (1977), p. 843
- 11) C. M. YOUNG and O. D. SHERBY: J. Iron Steel Inst., **211** (1973), p. 640
- 12) S. L. ROBINSON and O. D. SHERBY: Acta Metall., **17** (1969), p. 109
- 13) W. BLUM: Stat. Sol., **45** (1971), p. 561
- 14) M. A. MORRIS and J. L. MARTIN: Acta Metall., **32** (1984), p. 1609
- 15) 竹山雅夫, 三浦 徹, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1359
- 16) M. TAKEYAMA, T. MATSUO, M. KIKUCHI and R. TANAKA: TMS Technical Paper, F86-10 (1986)
- 17) 平井龍至, 竹山雅夫, 松尾 孝, 菊池 實: 学振 123 委研究報告, **28** (1987), p. 221
- 18) 平井龍至, 寺田芳弘, 松尾 孝, 菊池 實: 学振 123 委研究報告, **29** (1988), p. 275
- 19) A. ORLOVÁ, Z. TOBOLOVÁ and J. ČADEK: Phil. Mag., **25** (1972), p. 865
- 20) A. ORLOVÁ, Z. TOBOLOVÁ and J. ČADEK: Phil. Mag., **26** (1972), p. 1263
- 21) O. D. SHERBY and P. M. BURKE: Progress in Materials Sci., **13** (1968), p. 326
- 22) R. H. KLUNDT, Y. MONMA and O. D. SHERBY: Third Quarterly Report, April 1, 1975-June 30, 1975, USER-DA, Contract AT (04-3)-326-PA #38 Stanford University, Stanford, Calif.