

# 耐熱鋼の高温における強度と組織

中島 英治\*

Strength and Structure of Heat Resisting Steels at High Temperatures

Hideharu NAKASHIMA

**Synopsis** : The heat resistant steel is a structural material for the high temperature of thermal power generation etc. As mechanical property for the heat resistant steel, high temperature strength should be high, and the rupture time be long. But, the structure of the steel remarkably change during long time creep deformation because diffusion easily occurs at the high temperature. Therefore, it is necessary to control the structural change during creep deformation to maintain strength for a long time at the high temperature. In this paper, at first the origin of high temperature strength of the heat resistant steel is described in view point of high-temperature deformation mechanism. Next, the grain boundaries in martensitic structure which are the fundamental structure of the heat resistant steel is described, and the change of these boundaries during creep deformation is described. The structure control of a further making of the heat resisting steel to high strength is described by using these findings.

**Key words** : heat resisting steel; creep; martensite; EBSP; grain boundary; block; packet.

## 1. はじめに

耐熱鋼は化学プラントや火力発電、原子力発電などの高温高圧部に使われる重要な構造材料である。発電プラントの発電効率の向上や地球温暖化ガスの発生抑制のためには蒸気温度をより高温・高圧にする必要があり、現在、耐熱鋼の使用環境は苛酷さを増している。

耐熱鋼の開発の歴史は古く、若輩の著者の知る限りではないが、最近の耐熱鋼の開発に大きな変化が現れつつあるように思う。その一つが極低炭素耐熱鋼<sup>1)</sup>であり、もう一つがODSフェライト鋼<sup>2)</sup>である。これらの耐熱鋼はいずれも従来のマルテンサイト組織を脱却し、耐熱温度を上昇させ、高温強度の向上を目指した鋼である。

本稿ではまず従来の耐熱鋼である低合金鋼、改良9Cr-1Mo鋼およびMoをWに代替した先進耐熱鋼の高温変形特性について述べることにする。

Fig. 1は現在用いられている低合金鋼(2.25Cr-1Mo鋼<sup>3)</sup>)と改良9Cr-1Mo鋼(9Cr-1Mo-V-Nb鋼<sup>4)</sup>)および先進耐熱鋼(9Cr-3Co-3W-V-Nb鋼<sup>5)</sup>)とODSフェライト鋼(3W-0.4Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>鋼<sup>2)</sup>)の600°Cにおける破断時間とクリープ応力の関係を両対数プロットで示した図である。低合金鋼からODSフェライト鋼へと開発が進むにつれて高温強度が上昇し、破断時間も長くなっていることがわかる。

耐熱鋼の特性としては、高温強度が高く、破断寿命が長

い方が良い。ただし、耐熱鋼で求められる寿命とは、10~30万時間(年換算で12~34年)であることを特記しておく必要がある。このような長時間にわたる強度を維持するためには、耐熱鋼の組織変化を静的にも動的にも抑制する必要がある、このために多くの研究に時間を費やしてきたのが現状である。

低合金鋼の組織はフェライトとパーラートの混合組織であり、一方、改良9Cr-1Mo鋼と先進耐熱鋼の組織はマルテンサイト組織である。通常、耐熱鋼では焼入れ後、720°Cや760°Cの温度で焼戻すため、その組織は焼戻しマルテンサイト組織であるが、マルテンサイト変態によって導入された高い転位密度は焼戻し後も保持されている。このように、耐熱鋼の高温強度の上昇は組織をフェライトやパーラートから、より転位密度の高いマルテンサイト組織へと移行することによって実現されている。

一般に材料の強度 $\sigma$ は転位密度と次式のような関係がある。

$$\sigma = \alpha M G b \sqrt{\rho} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $G$ は剛性率<sup>6)</sup>、 $b$ はバーガースベクトル(=2.48×10<sup>-10</sup>m)の大きさであり、 $\alpha$ は転位の配列の仕方に依存した定数、 $M$ はテーラー因子<sup>7)</sup>(bccの場合、約3である)である。経験的に $\alpha M \approx 1$ <sup>8)</sup>であることが知られているため、Fig. 1の短時間破断強度である130~400MPaに対応する転位密度を求めると、3~7×10<sup>14</sup>m<sup>-2</sup>となる<sup>†</sup>。この値は通常の完全焼鈍材の転位密度10<sup>10</sup>~10<sup>12</sup>m<sup>-2</sup>よりもはるかに大き

平成15年9月22日受付 平成15年11月23日受理 (Received on Sep. 22, 2003; Accepted on Nov. 23, 2003)

\* 九州大学大学院総理工学研究院 (Faculty of Engineering Sciences, Kyushu University, 6-1 Kasugakoen Kasuga 816-8580)

† 600°Cの剛性率 $G$ には61.9GPaを用い、 $b$ には2.48×10<sup>-10</sup>mを用いた。

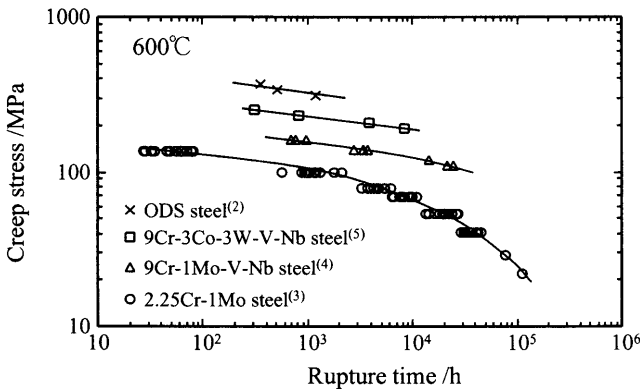


Fig. 1. Relation between creep rupture time and stress at 600°C of Oxide Dispersion strengthened steel<sup>(2)</sup>, 9Cr-3Co-3W-V-Nb steel<sup>(5)</sup>, 9Cr-1Mo-V-Nb steel<sup>(4)</sup> and 2.25Cr-1Mo steel<sup>(3)</sup>.

な値である。このように耐熱鋼の強度を転位によってのみ発生させるためには非常に高い転位密度を実現する必要がある。

一方、一般の耐熱鋼には各種の炭化物やVやNbの炭窒化物が存在する。このような析出物による強度への寄与は

$$\sigma = \frac{\alpha M G b}{l} \dots\dots\dots (2)$$

で見積もることができる。ここで、 $l$ は転位のすべり面上に存在する析出物の間隔であり、係数 $\alpha$ は転位の粒子間通過機構に依存した係数で、オローワン機構<sup>9)</sup>を考えると $\alpha=1$ である。転位密度と同様に130~400 MPaに対応する析出物間隔を求めると0.4~0.1  $\mu\text{m}$ である。このような析出物の間隔はラスマルテンサイト組織におけるラス幅やVやNbの炭窒化物に対応している。

ところで、高温強度の観点からは、転位密度が増加し、組織が微細化することは不利である。なぜなら、高温では拡散が活発に起こるため拡散距離が短くなると変形への拡散の寄与が大きくなるからである。高温におけるひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を組織要因として結晶粒径 $d$ 、外的要因として応力 $\sigma$ と温度 $T$ で記述すると、ひずみ速度は次のように記述できる。

$$\dot{\epsilon} = A \left( \frac{b}{d} \right)^p \left( \frac{\sigma}{E} \right)^n \exp \left( -\frac{Q_c}{kT} \right) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $A$ は温度や応力に依存しない材料固有の値である。 $(b/d)^p$ は結晶粒径項で粒径が小さくなるとひずみ速度は増加し、高温強度が低下することを意味している。粒径指数 $p$ は通常2~3の値であるが、これは変形が粒界すべりや拡散のみによって起こる場合である。また、 $(\sigma/E)^n$ は応力項で $n$ は応力指数と呼ばれる値で、単相では3~5の値であり、分散粒子を含む場合には大きな値になる。さらに、 $\exp(-Q_c/kT)$ は拡散定数と同じ温度依存性を示す項で、このことよりひずみ速度に拡散定数が影響していることがわ

かる。通常、絶対温度で表した材料の融点 $T_m$ の半分以上の温度が転位の運動に拡散が影響して変形を律速する高温変形の領域である。Fig. 1の耐熱鋼の場合、融点の半分は約630°Cであるので、単純に温度のみで評価すると試験温度600°Cは高温変形領域に入っていないことになる。しかしながら、耐熱鋼のクリープ条件が長時間であることを考慮すると、単純に温度のみで変形領域を議論することができず、耐熱鋼の長時間クリープ変形中の変形機構の判別が必要不可欠である。そこで、次に耐熱鋼の変形機構の判別を行った結果<sup>10,11)</sup>を紹介する。

## 2. 耐熱鋼の高温変形機構

鉄鋼材料をはじめとする結晶性材料の高温変形挙動は式(3)のようなひずみ速度の応力依存性や温度依存性を示すことが知られている。従来から応力指数を用いて変形挙動の分類が行われてきており、回復律速の純金属型では $n=4\sim 7$ 、転位のすべり律速の固溶体型では $n=3$ である。分散粒子を含む合金では10以上の大きな値になる場合もある。ところが、このような変形挙動の分類は経験に基づくものであり、正確に変形機構を分類したものではない。

変形機構の判別法としては応力緩和法<sup>12)</sup>、ひずみ速度急変法<sup>13)</sup>および応力急変法<sup>14)</sup>が提案されている。耐熱鋼の変形は長時間クリープであるので、変形機構の判別もクリープ試験中に行うべきである。したがって、応力急変試験による変形機構の判別が重要な意味を持つことになるが、これまでに精度の良い試験が行われていなかったのが現状であった。そこで、著者の研究グループで長時間クリープ試験機を改造して、0.1  $\mu\text{m}$ の変位分解能で応力急変挙動を測定できるクリープ試験機を開発した。次にその結果の一例を示すとともに従来の研究結果との比較を行う。

Fig. 2は完全焼鈍組織を初期組織とする純アルミニウムと初期組織がラスマルテンサイト組織の先進耐熱鋼(9Cr-3Co-V-Nb鋼)の応力急変試験の結果<sup>15,16)</sup>を示したものである。ここで、先進耐熱鋼のクリープ変形条件は長時間クリープ条件であり、予測破断時間は10万時間以上である。応力急変試験とはクリープ変形の定常状態で応力を急増あるいは急減し、そのときに生じるひずみを時間間隔1ms程度で測定するものである。Fig. 2(a)の純アルミニウムでは応力急増時の瞬間ひずみは急減時のものよりも大きい。これは応力急増時に転位が長距離すべり運動したことによって塑性ひずみが生じたことを意味している。したがって、運動転位は自由飛行的に長距離すべり運動したことを示している。すなわち、変形は回復律速である。応力急増時の瞬間塑性ひずみは急変応力に対して下に凸の曲線であり、瞬間塑性ひずみは応力急変量が大きくなると大きくなっている。これに対して耐熱鋼でも確かに応力急増によって瞬間塑性ひずみが生じているが、応力急変量を大き

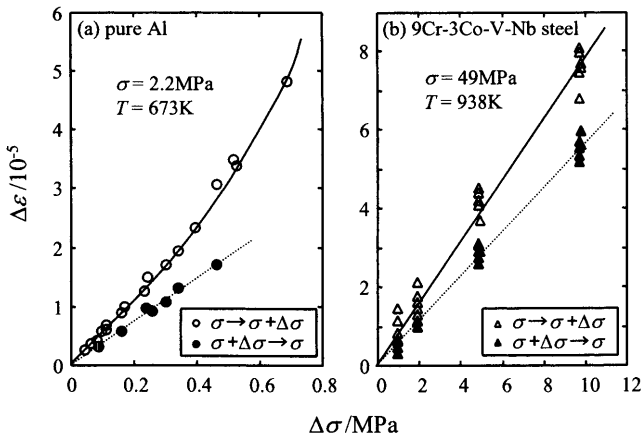


Fig. 2. Typical relation between stress change,  $\Delta\sigma$ , and instantaneous strain,  $\Delta\varepsilon$ , during creep deformation of (a) pure Al and (b) 9Cr-3Co-V-Nb steel.

くしても瞬間塑性ひずみは比例的に増加していることがわかる。

以上のことより、耐熱鋼の高温変形機構は長時間クリープ条件においても応力急増時に瞬間塑性ひずみが出現する回復律速であることが明らかになった。ただし、瞬間塑性ひずみは急変応力にほぼ比例しており、このような現象はこれまで報告されておらず、耐熱鋼のようなラスマルテンサイト組織の材料に固有の現象であると考えられる。そこで、耐熱鋼のマルテンサイト組織について見てみよう。

### 3. 耐熱鋼の組織変化

Fig. 3はラスマルテンサイト組織の説明図である。ラスマルテンサイト組織には変態前の旧オーステナイト粒、同じ旧オーステナイト粒の中で変態時の晶癖面が異なるパケット粒、晶癖面が同じブロック粒が存在する。最近の耐熱鋼はラスマルテンサイトであるが、ブロックの中にさらに細かいラス組織が存在している。耐熱鋼のマルテンサイト変態はK-S (Kurdjumov-Sachs<sup>17)</sup>)関係で記述できる。K-S関係では旧オーステナイトの方位とフェライトの方位関係が厳密に規定されるのでオーステナイト粒に対して異なる方位のフェライト粒間の方位関係も厳密に求めることができる。Table 1はその関係をまとめて示したものである。ここで、ブロック境界とは晶癖面が同じでフェライトの $\langle 111 \rangle$ 方向が異なる境界である。また、パケット境界とはオーステナイトの晶癖面が異なる2つのフェライト粒の境界である。この二つの境界は一種の結晶粒界であるので、粒界を定義するとき用いる共通回転軸と回転角を用いても記述できる。Table 1はこのようにして解析した結果である。ブロック境界は二つのフェライトの $\langle 110 \rangle$ 方向を共有するため、共通回転軸は $\langle 110 \rangle$ である。そのため、Table 1ではブロック境界の回転軸は $\langle 110 \rangle$ であり、回転角として $10.5^\circ$ 、 $49.5^\circ$ および $70.5^\circ$ 粒界が存在する。ここで、

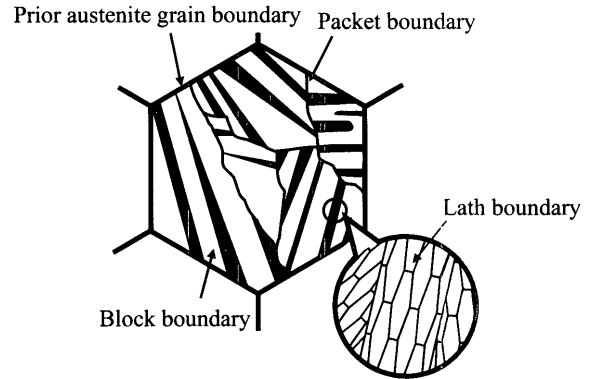


Fig. 3. Schematic illustration of martensite.

Table 1. Grain boundary character of block and packet boundaries calculated by K-S relation.

	Rotation angle /deg.	Common axis			Integer Common axis			deviation /deg.	$\Sigma$ value
		d1	d2	d3	d1	d2	d3		
Block boundaries	60.00	-0.577	0.577	-0.577	-1	1	-1	0.00	$\Sigma 3$
	60.00	0.000	0.707	0.707	0	1	1	0.00	-
	10.53	0.000	-0.707	-0.707	0	-1	-1	0.00	-
	60.00	0.000	-0.707	-0.707	0	-1	-1	0.00	-
	49.47	0.000	0.707	0.707	0	1	1	0.00	near $\Sigma 11$
Packet boundaries	49.47	0.577	-0.577	0.577	1	-1	1	0.00	near $\Sigma 19$
	10.53	-0.578	0.577	-0.577	-1	1	-1	0.00	-
	50.51	-0.615	-0.186	0.767	-3	-1	3	6.64	near $\Sigma 25$
	50.51	-0.739	0.463	-0.490	-3	2	-2	1.47	-
	14.88	0.933	-0.354	-0.065	3	-1	0	4.41	-
	57.21	-0.357	-0.603	-0.714	-1	-2	-2	4.73	-
	14.88	0.354	0.933	0.065	1	3	0	4.40	-
	50.51	-0.490	-0.462	0.739	-2	-2	3	1.48	-
	57.21	-0.738	0.246	-0.628	-3	1	-3	4.60	-
	20.61	0.659	0.659	0.363	2	2	1	1.80	-
	51.73	-0.659	-0.363	0.659	-2	-1	2	1.80	-
	47.11	-0.719	0.302	-0.626	-2	1	-2	4.22	-
	50.51	-0.186	-0.767	-0.615	-1	-3	-3	6.65	near $\Sigma 25$
	57.21	0.357	-0.714	0.603	1	-2	2	4.73	-
	20.61	0.955	0.000	0.296	3	0	1	1.21	-
47.11	-0.302	-0.626	-0.719	-1	-2	-2	4.22	-	
57.21	-0.246	0.628	0.738	-1	3	3	4.60	-	
21.06	0.912	0.410	0.000	2	1	0	2.37	-	

$\langle 110 \rangle 70.5^\circ$ 粒界は双晶の方位関係にあるので、等価な $\langle 111 \rangle 60^\circ$ としている。Table 1にはこれらの方位関係を対応格子理論で解析した結果を示したが、ブロック境界の一部は $\Sigma 3$ 粒界(双晶境界)、 $\Sigma 11$ 粒界近傍の特殊対応粒界である<sup>18)</sup>。同様にパケット境界を解析すると、共通回転軸は $\langle 111 \rangle$ 、 $\langle 122 \rangle \dots$ である。ブロック粒界と同様に対応格子理論で解析するとパケット境界には低 $\Sigma$ 値の粒界はなく、いうならば、ランダム粒界と見ることができる。著者らの経験ではパケット境界の軸として $\langle 122 \rangle$ を選ぶと、パケット境界の変化を明確に追跡することができる。そこで、本稿ではブロック境界の軸として $\langle 110 \rangle$ を、パケット境界の軸として $\langle 122 \rangle$ を選択した。

最近の耐熱鋼の組織はラスマルテンサイトである。Fig. 4は改良9Cr-1Mo鋼の透過電子顕微鏡明視野像である。幅約 $0.5 \mu\text{m}$ のラス組織が観察される。このラス幅は前述の耐熱鋼の短時間強度に対応しており、このことより、マルテンサイト耐熱鋼の強度にラス組織が強く影響している

のがわかる。また、Fig. 4には析出物も観察できる。Fig. 4の左上から右下に連なって析出物が存在しているが、この析出サイトは旧オーステナイト粒界である。旧オーステナイト、パケット境界、ブロック境界およびラス境界では境

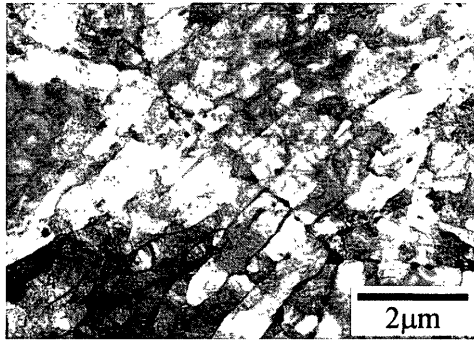


Fig. 4. TEM image of 9Cr-3Co-3W-V-Nb steels.

界の性格が異なるため、析出物の析出形態も異なることが予測されるが、著者の知る限りでは境界性格と析出物の相関性について明確な結論は明らかにされていない。

Fig. 5は低合金鋼、改良9Cr-1Mo鋼および先進耐熱鋼のEBSP像<sup>19)</sup>である。図中の色はFig. 5に示した標準ステレオ三角形の色で示した結晶方位を表している。Fig. 5(a)の低合金鋼の組織は大きさ約30 μmのほぼ等軸のフェライト相と約1 μmの方位差の大きなベイナイト相の2相混合組織である。また、Fig. 5(b)の改良9Cr-1Mo鋼の方位像は微細な結晶粒で構成されているが、同系統の色で構成された約30 μmのブロック粒が観察される。さらに、Fig. 5(c)の先進耐熱鋼では一方向に長く伸びた結晶粒が観察できる。

Fig. 6はFig. 5のEBSP像の隣接する方位を解析して得た、共通回転軸が<110>のブロック境界の存在頻度を示した図である。ここで、bcc系の<110>軸の代表的な対応方位

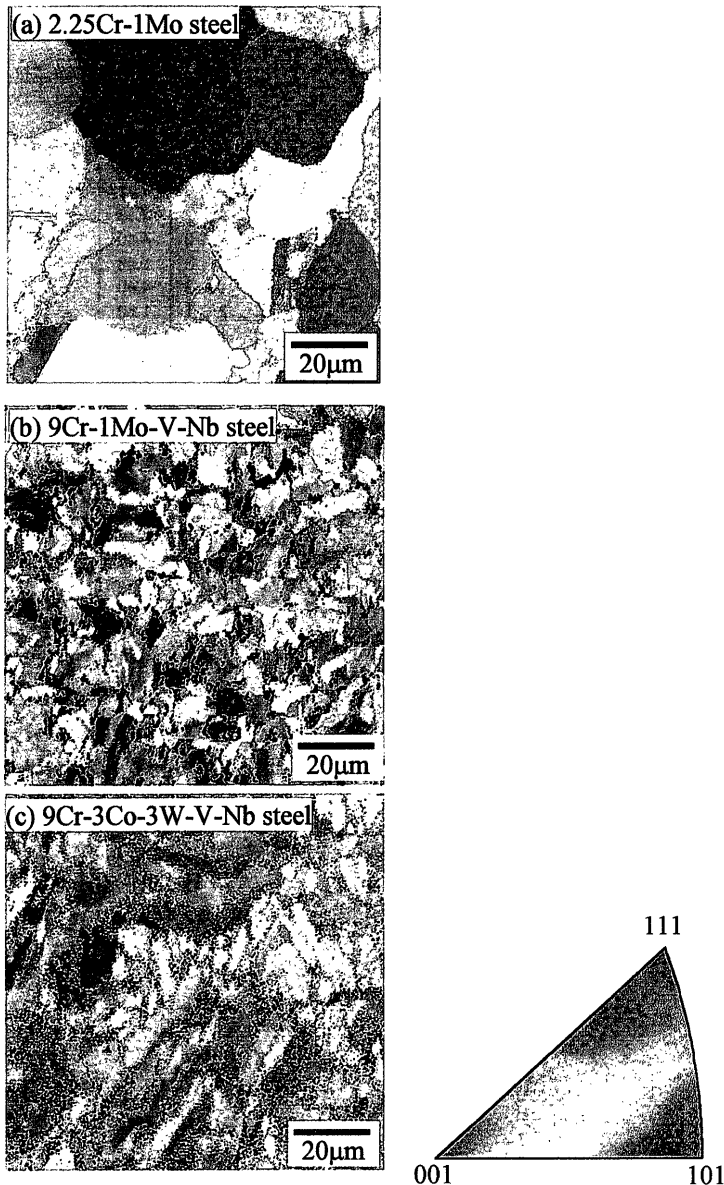


Fig. 5. EBSP images of (a) 2.25Cr-1Mo, (b) 9Cr-1Mo-V-Nb and (c) 9Cr-3Co-3W-V-Nb steels.

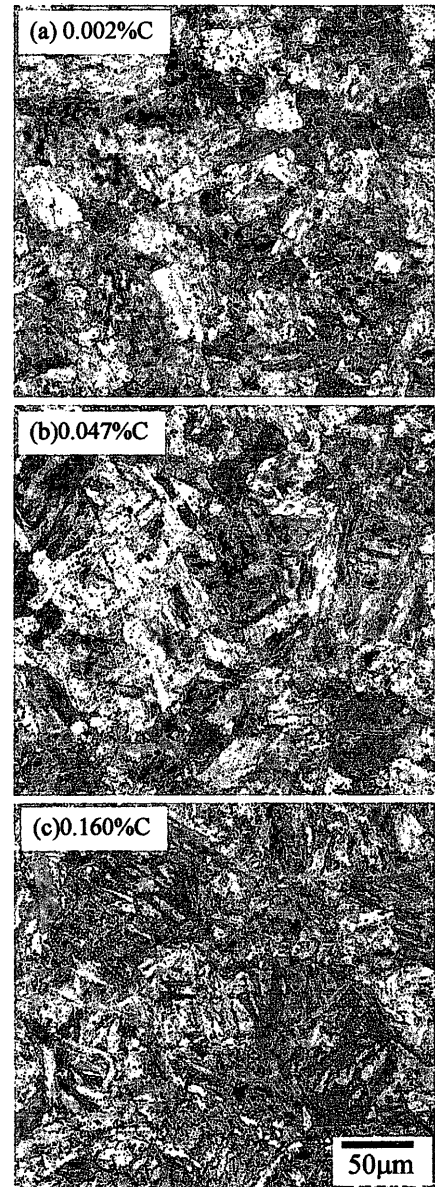


Fig. 8. EBSP images of ultra low carbon steel.

としては $\Sigma 11$  (38.9°),  $\Sigma 11$  (50.5°),  $\Sigma 3$  (60°)がある。Fig. 6(a)の低合金鋼では60°の $\Sigma 3$ 粒界の存在頻度が高い。また、37°の粒界の存在割合も高いが、この粒界が特殊対応方位の粒界であるかは不明である。Fig. 6(b)や(c)のマルテンサイト組織の改良9Cr-1Mo鋼や先進耐熱鋼では50~60°の二つの明瞭なピークがあり、60°に近いピークは $\Sigma 3$ 双晶に対応するものであろう。しかし、52°近傍のピークの位置にはK-S関係から予測されるブロック境界は存在しないはずである。この境界の成因については現在、不明であるが、 $\Sigma 11$ 粒界が影響しているのかもしれない。

Fig. 7は共通回転軸が $\langle 122 \rangle$ のパケット境界の存在頻度を示した図である。Table 1に示した52°や57°のパケット境界の存在頻度が高いことがわかる。

以上のように、ラスマルテンサイト組織を有する改良9Cr-1Mo鋼や先進耐熱鋼ではK-S関係から予測されるブロック境界やパケット境界を有する組織であることが明らかになった。ところで、これまでの再結晶粒成長に関する

研究によると、粒成長時の粒界の移動のしやすさは粒界の性格に依存することが明らかにされている。たとえば、Fe-3%Si電磁鋼板におけるGoss方位の発達には $\Sigma 9$ 粒界の移動が重要な役割を果たしている<sup>20,21)</sup>。したがって、粒界性格的に特異な組織のマルテンサイト系耐熱鋼でも長時間クリープ変形中に特異な粒成長が起こり、組織劣化する可能性がある。この点について著者らはクリープ試験中の試料のEBSP観察を行い、クリープ変形と組織変化の関連を明らかにしている。結論を簡単に述べると、クリープ変形にともないブロック境界は消滅して組織はランダム化していた<sup>22)</sup>。したがって、ブロック境界の移動を抑制すれば、長寿命化が可能であると考えられる。さらに、組織変化の根本的な原因となるブロック境界やパケット境界の低減は非常に有効であると思われる。すなわち、一つの旧オーステナイト粒を単一バリエーションのマルテンサイトにすれば良い。これにより、ブロック境界とパケット境界を消滅させることができる。このような試みが、極低炭素耐熱鋼に

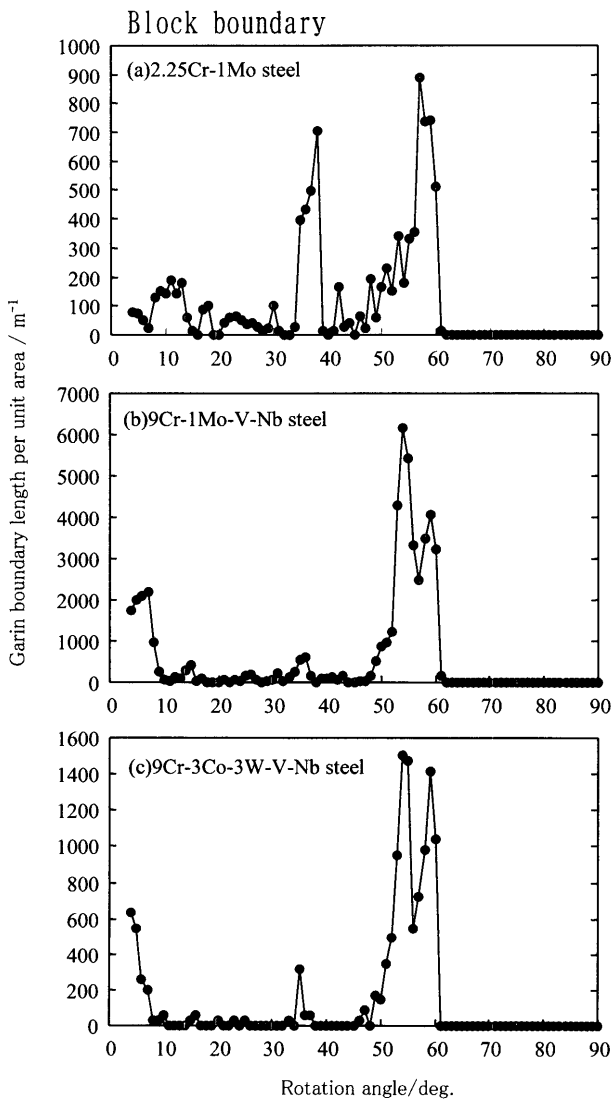


Fig. 6. Grain boundary character distribution of (a) 2.25Cr-Mo, (b) 9Cr-1Mo-V-Nb and (c) 9Cr-3Co-3W-V-Nb steels. Common axis is  $\langle 011 \rangle$ .

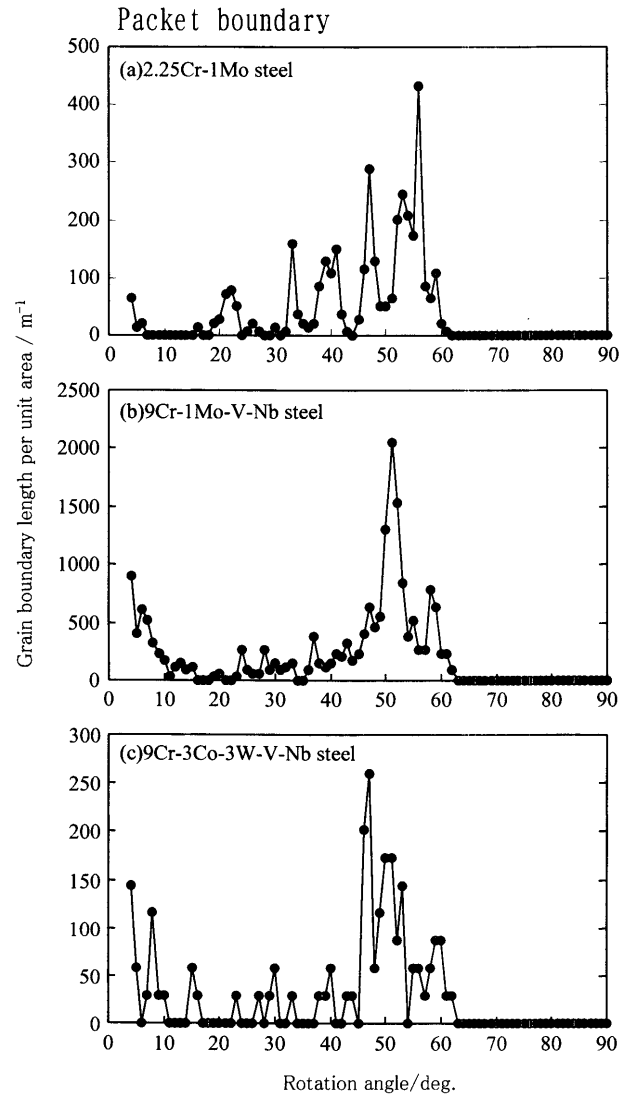


Fig. 7. Grain boundary character distribution of (a) 2.25Cr-1Mo, (b) 9Cr-1Mo-V-Nb and (c) 9Cr-3Co-3W-V-Nb steels. Common axis is  $\langle 122 \rangle$ .

よって実現しつつある。

#### 4. 耐熱鋼の高強度化

Fig. 8は最近、種池らが開発した極低炭素耐熱鋼のEBSP像である。種池らは炭素量を低下させることにより、クリープ破断時間が10倍伸びることを明らかにしている。図より炭素量の低下にともなって組織の粗大化が起きていることがわかる。炭素量を低減化することによる長寿命化の原因として、炭化物の析出を抑制したことが考えられるが、Fig. 9に示したブロック境界、パケット境界の変化を見ると、明らかにブロック境界の存在頻度が低下している。これは組織の粗大化と呼応するものであるが、組織変化の主因を初期組織の段階で減らしておけば、長寿命化できることを示した非常に良い例である。

また、ODS鋼の再結晶集合組織制御による高強度化も試みられている。ODS鋼では $Y_2O_3$ などの微細酸化物が粒成長を抑制する。このため、長時間クリープ変形における粒界すべりの変形への寄与が大きくなり、酸化物分散強化で期待できるほどの強度上昇が得られない。このためには、粒成長させる必要がある。Bhadeshia<sup>23)</sup>らは耐熱鋼管の作製工程において不均一変形を利用して加工組織を作り、その後の再結晶処理によって結晶粒の粗大化を実現している。また、鶴飼らはマルテンサイト制御によるブロックの粗大化を試みている。いずれにしても、マルテンサイト系の耐熱鋼の場合、ブロックやパケットの粗大化は必須であり、また、ブロック境界の性格制御も必要である。

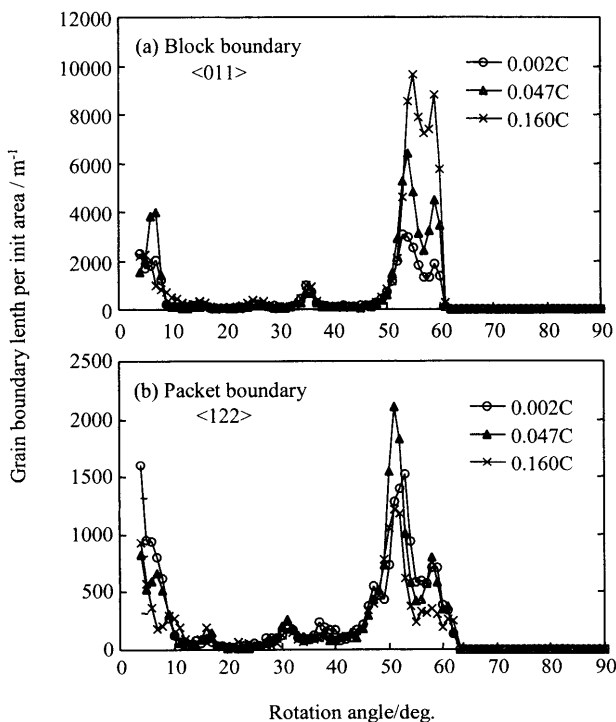


Fig. 9. Grain boundary character distribution of ultra low carbon steel.

#### 5. 最後に

著者は耐熱鋼の研究をはじめてまだまだ十年に満たない。しかし、最初に耐熱鋼の組織を見たときに非常に微細で、これでは高温強度の向上は図れないと思った。高温強度を高める鉄則は組織をできるだけ大きくすることである。Ni基の超合金の開発が、等軸粒、柱状粒、単結晶へと進んだ理由の一つがこれである。また、高温強度を高める方法としては分散強化が最も効果的である。それゆえ、五十嵐ら<sup>24)</sup>による新たな析出物の模索も行われた。このような、析出相探索は今後も必要であると思う。ただ、本稿では述べなかったが、長時間クリープ破断では最終破断にポイド形成が起これり、破断の引き金を引く場合がある。その意味でも、ポイド形成に関する研究も必要であると思う。

#### 文 献

- 1) M.Taneike, F.Abe and K.Sawada: *Nature*, **424** (2003), 294.
- 2) S.Ukai, M.Harada, H.Okada, M.Inoue, S.Nomura, S.Shikakura, K.Asabe, N.Nishida and M.Fujiwara: *J. Nucl. Mater.*, **204** (1993), 65.
- 3) National Institute for Metals Creep Data Sheet, No.3B, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1986).
- 4) National Institute for Metals Creep Data Sheet, No.43, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1996).
- 5) Final Report of Research Group on Strengthening of Heat Resisting Steel and Alloy, ISIJ, Tokyo, (2000).
- 6) D.J.Dever: *J. Appl. Phys.*, **43** (1972), 3293.
- 7) G.I.Taylor: *J. Inst. Met.*, **62** (1938), 307.
- 8) H.Hayakawa, H.Nakashima and H.Yoshinaga: *J. Inst. Met.*, **53** (1989), 1113.
- 9) E.Orowan: Discussion in The Symposium on Internal Stresses in Metals and Alloys, Inst. of Metals, London, (1948), 451.
- 10) H.Hayakawa, D.Terada, F.Yoshida, H.Nakashima and Y.Gotou: *J. Inst. Met.*, **67** (2003), 22.
- 11) H.Hayakawa, D.Terada, F.Yoshida, H.Nakashima and Y.Gotou: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1076.
- 12) S.Sakurai, K.Abe, H.Yoshinaga and S.Morozumi: *J. Inst. Met.*, **42** (1978), 432.
- 13) Z.Horita, H.Yoshinaga: *J. Inst. Met.*, **44** (1980), 1273.
- 14) H.Yoshinaga, S.Matsuo and H.Kurishita: *J. Inst. Met.*, **48** (1984), 35.
- 15) H.Nakashima and M.Watase and H.Yoshinaga: *J. Inst. Met.*, **48** (1985), 598.
- 16) F.Yoshida, S.Tanaka, D.Terada, H.Nakashima, H.Abe and H.Hayakawa: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 1233.
- 17) G.V.Kurdjumov and G.Sachs: *Z. Phys.*, **64** (1930), 325.
- 18) H.Nakashima and M.Takeuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **86** (2000), 357.
- 19) V.Randle: Microtexture Determination and Its Application, The Inst. of Materials, London, (1992), 18.
- 20) H.Nakashima, T.Ueda, S.Tsurekawa, K.Ichikawa and H.Yoshinaga: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 238.
- 21) H.Nakashima: Recrystallization and Related Phenomena, Japan Inst. Metals, Sendai, (1999), 439.
- 22) H.Nakashima, D.Terada, F.Yoshida, H.Hayakawa and H.Abe: *ISIJ Int.*, **41** (2001), S97.
- 23) C.Capdevila, Y.L.Chen, N.C.K.Lassen, A.R.Jones and H.K.D.H. Bhadeshia: *Mater. Sci. Technol.*, **17** (2001), 693.
- 24) K.Okada, K.Yamada, S.Muneki, H.Okubo, F.Abe and M.Igarashi: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 514.