

## 論 文

## 一方向凝固した Fe-25% Cr-3.5% C 三元共晶合金の機械的性質

劉 沖 明,\* 後 藤 正 治\*  
麻 生 節 夫,\* 小 松 芳 成\*

The mechanical property of unidirectionally solidified Fe-25% Cr-3.5% C  
high chromium white cast iron with eutectic microstructure

by

Chungming Liu†, Shoji Goro†, Setsuo Aso† and Yoshinari KOMATSU†

Unidirectional solidification of Fe-25% Cr-3.5% C eutectic high chromium white cast irons was conducted under a solidification rate range from  $1.3 \times 10^{-3}$  mm/s to  $1.3 \times 10^{-1}$  mm/s to clarify the deformation behavior of the irons at elevated temperatures. The alloy specimens were processed in the parallel and vertical directions to the solidification direction, and a compression test was done under a strain rate range from  $2.5 \times 10^{-4}$  to  $1.7 \times 10^{-2}$  at various temperatures up to 1073 K. The relation between the microstructure and high temperature strength was studied. The strength depended on the morphology of eutectic cells and the orientation of primary carbides. The maximum compressive strength of the parallel direction to the solidification direction was larger than that of the vertical direction within the whole temperature ranges. The strain rate sensitivity exponent showed larger value in the vertical direction than in the parallel direction. These results suggest that the strength of the parallel direction is mainly supported by the elongated primary carbide phases, while the strength of vertical direction is supported by the iron matrix and strongly depend on the deformation behavior of the iron matrix. The rule of mixtures was used for analysis of the experimental results described above.

**Key Words** : chromium white iron, high temperature, deformation,  $M_7C_3$  Carbide, strain sensitivity, composite material

## I. 緒言

クロム白鑄鉄では Cr 量によって晶出する炭化物が異なり、低 Cr 側から高 Cr 側にかけて  $M_3C$ 、 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$  の 3 種類の炭化物が晶出する。これらの炭化物の晶出範囲は Fe-Cr-C 三元系等温状態図上で、Cr/C 値によって分類されている<sup>1)2)</sup>。クロム白鑄鉄の強さや

平成11年7月12日受付

\* 秋田大学工学資源学部材料工学科

〒010-8502 秋田市手形学園町1-1

† Faculty of Engineering and Resource Science Department of Materials Science and Engineering Akita University, 1-1 Tegata Gakuencho, Akita 010-8502, Japan.

耐摩耗性等の機械的性質は、主にこれらの炭化物の種類、体積率、分布などに強く依存する。一般には  $M_7C_3$  炭化物が晶出したものを高クロム白鑄鉄と称し、12mass% Cr 以上でかつ  $Cr/C > 5$  の場合がこれに相当する<sup>3)</sup>。この  $M_7C_3$  炭化物は凝固の際に熱流方向に沿って棒状あるいは帯状に成長凝固する性質があるため、凝固方向を一方に制御して作成した共晶凝固合金は繊維強化型複合材料と類似した組織となり、高強度の材料が得られることが期待される。

ところで、一般に鑄鉄でも高強度を必要とする場合が多いが、特に高クロム白鑄鉄は熱間圧延ロール材などに使用されるために高温強度及びそのひずみ速度依存性が問題となる。しかし、今日に至るまで、高クロム白鑄鉄の組織を一方に制御して、その強度について基礎的に検討した報告はきわめて少なく、著者らが亜共晶、共晶、過共晶合金の凝固方向の強度を比較した結果のみである<sup>4)</sup>。その結果によると、共晶合金がそのほかのものに比べて最も強度が高いことが知られた。しかし、その強化機構については不明な点が多く残されていた。

そこで本研究では、高クロム白鑄鉄の強度発現のメカニズムを明らかにするとともにさらに高強度の材料を得る上で複合材料的な検討が有効であると考えた。そして、高クロム白鑄鉄の中でもっとも代表的な 25 mass% Cr 共晶合金を一方に凝固させることで強化相となる共晶炭化物を一方に整列させた試料を作成した。なお、強度は凝固方向に対して、平行方向と垂直方向の圧縮強度で評価した。これは圧縮試験では試験片のサイズが小さいので内部組織の均一なものが得られやすいこと、変形過程の検討が容易であることおよび圧縮強度が高クロム白鑄鉄に要求される重要な性質の一つであることによるものである。

また一般に、強化相が一方に整列した繊維強化複合材料の強度は、強化繊維の長さ、直径、体積率、方向性などに依存するとともに強い異方性を持つことが知られている<sup>5)</sup>。しかし、共晶合金の場合は凝固速度を変えて組織を変化させても強化相の体積率は変わらず一定となる。そこで本実験では体積以外の因子として、主に、炭化物相と鉄基地相の粗さを強度評価のパラメータとして選び、それを 5 種類の凝固速度によって変え、内部組織を調整した。それらをもとにして、強度と組織粗さの関係および凝固方向に対して平行方

向と垂直方向の強度における温度依存性及びひずみ速度依存性について検討した。

## II. 実験方法

試料作成には原材料の電解鉄(純度99mass%)、電解クロム(純度99.2mass%)、粒状黒鉛(純度99mass%)、を用いた。これらを目標組成の Fe-25% Cr-3.5% C に配合した後、高周波誘導炉で溶解し 1723K で金型に鑄造して金型試料を作成した。試料作成のための配合値、及び得られた金型試料の分析値を Table 1 に示す。次に一方向凝固試料を作製するため、この金型試料約 150g をタンマン管(内径17, 長さ100mm)に入れ、ブリッジマンタイプの縦型シリコニット炉<sup>6)</sup>で 1723K に再溶解後、5 種類の凝固速度 ( $3.0 \times 10^{-3}$ ,  $6.9 \times 10^{-3}$ ,  $2.7 \times 10^{-2}$ ,  $6.9 \times 10^{-2}$ ,  $1.3 \times 10^{-1}$  mm/s)

Table 1 Chemical composition of specimens.

	(mass%)		
	Cr	C	Fe
Aim value	25	3.5	bal.
Analysis value	24.3	3.21	bal.

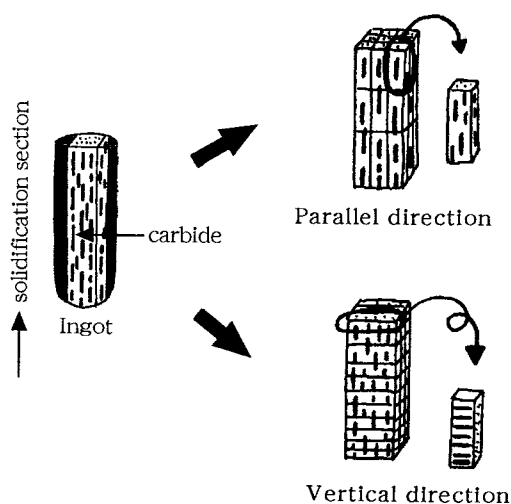


Fig. 1 The machining of the specimens for compression test. The specimens having parallel or vertical direction to solidification direction were cut out from the unidirectionally solidified ingot.

でシリコニット炉を垂直上方に移動させ、タンマン管の下部より上部方向に向けて一方向凝固させた。このようにして得られた一方向凝固試料を Fig. 1 に示すように精密切断機及び平面研削盤を用いて凝固方向に対して平行又は垂直に  $3 \times 3 \times 10 \text{ mm}$  の寸法に切り出し、表面仕上げ加工して、高温圧縮用試験片とした。圧縮試験は試作した圧縮試験装置<sup>7)</sup>を島津製作所製オートグラフ10Tにセットして行った。圧縮試験条件は Table 2 に示す通りである。すなわち、試験温度は室温、473K, 573K, 673K, 773K, 873K, 973K, 1073 K までの8種類、初期ひずみ速度は  $2.5 \times 10^{-4}$ ,  $8.3 \times 10^{-2}$ ,  $2.5 \times 10^{-2}$ ,  $1.7 \times 10^{-2} / \text{s}$  までの4種類である。また、試験前後の試料対に対しては光学顕微鏡やSEMに

よって組織観察を行って、変形中における炭化物の変形挙動についても調べた。

### III. 実験結果

#### 3.1 組織観察

本研究において、5種類の冷却速度で一方向凝固して得られた試料の組織写真を Fig. 2 に示す。図中に示したVの記号は各試料作成の際の凝固速度である。上段の写真は凝固方向に対して垂直な断面の組織で、下段は凝固方向に対して平行な断面の組織を示したものである。これらの共晶組成の高クロム白鉄はマクロ的には  $\text{M}_7\text{C}_3$  炭化物が凝固方向にほぼ平行に成長しており、一部の合金試料では  $\text{M}_7\text{C}_3 + \gamma$  共晶が円柱状セル状に凝固していることがわかる。炭化物の組織的な粗さはほぼ凝固速度に依存しているものとみせるが、炭化物のアスペクト比には共晶セル中心部と境界部とではかなりの差があるようである。一方、基地の組織は、Fig. 2 の凝固速度が  $1.3 \times 10^{-1}$ ,  $6.9 \times 10^{-2}$  及び  $2.7 \times 10^{-2} \text{ mm/s}$  の試料では casting 状態でも残留オーステナイトであったが、凝固速度が  $6.9 \times 10^{-3}$  と  $1.3 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$  の試料では部分的にパーライトに変態した。

Table 2 Compression test conditions.

Specimen size	$3 \times 3 \times 10 \text{ mm}$
Test temperature(T/K)	RT, 473, 573, 673, 773 873, 973, 1073
Strain rate( $\dot{\epsilon}$ /s)	$2.5 \times 10^{-4}$ , $8.3 \times 10^{-4}$ $2.5 \times 10^{-2}$ , $1.7 \times 10^{-2}$

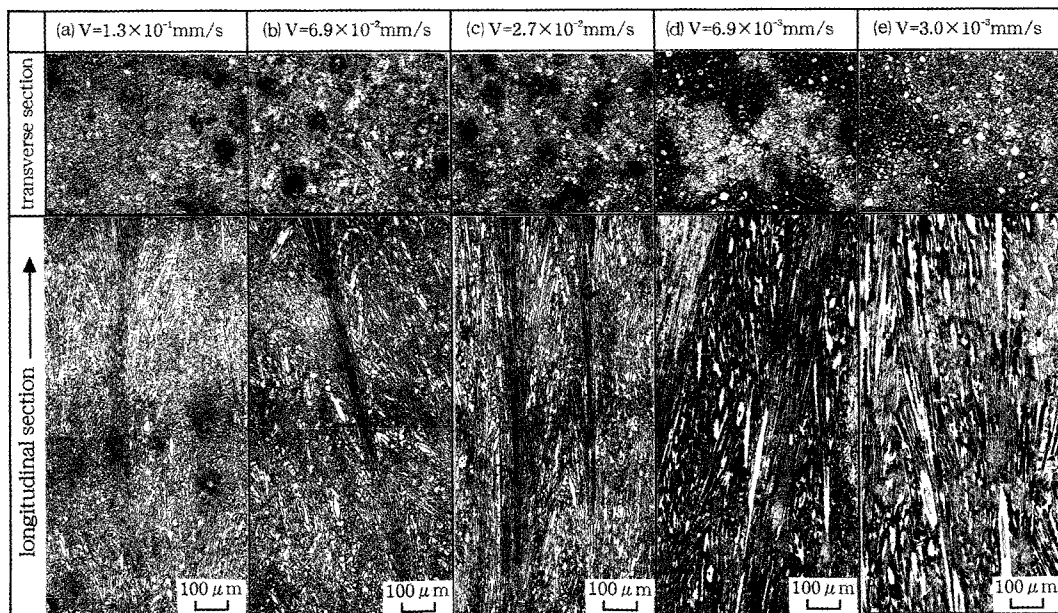


Fig. 2 Microstructures of the longitudinal and transverse sections of the alloy specimens, in which the values of V show the unidirectional solidification rate.

各凝固速度における試料の共晶セルサイズは凝固速度の速い方から順に、それぞれ158, 227, 299, 417, 及び597  $\mu\text{m}$ であった。

### 3. 2 応力-ひずみ曲線

Fig. 3は5種類の凝固速度で一方向凝固した試料の凝固方向に対して平行な方向(以下平行方向と略記する)における真応力-真ひずみ曲線の温度依存性を示したものである。一方, Fig. 4は凝固方向に対して垂直な方向(以下垂直方向と略記する)の真応力-真ひずみ曲線の温度依存性を示したもので、いずれの場合も初期ひずみ速度は約 $2.5 \times 10^{-4}/\text{s}$ である。

Fig. 3では、凝固速度が遅い場合ほど高温での延性が低下している。特に $V = 3.0 \times 10^{-3} \text{mm/s}$ の場合では、773 K以下の温度ではほとんど脆性的な破壊をしており、しかもこの温度範囲で応力レベルがほとんど同じになっている。一方、873 K以上では、変形の初期に最大圧縮応力を示した後徐々に応力が低下して、

一見加工軟化する傾向がみとめられる。一方, Fig. 4の凝固方向に対して垂直に圧縮した試料ではいずれの凝固速度の場合とも全体的に応力レベルは平行方向の場合(Fig. 3)よりも低下していることがわかる。また、いずれの凝固速度においても773 Kまでは弾性変形域を経た後、わずかなひずみ域で加工硬化現象を示しながら破断するのに対し、873 K以上の温度では、平行方向と同様に変形の初期に最大圧縮応力を示した後、ひずみの増加と共に次第に減少して、一見加工軟化する傾向が見られる。しかし、その応力減少の程度は平行方向に比べるとかなり小さくなっていることが分かる。

### 3. 3 変形後の組織

Fig. 5は873 Kで圧縮試験を行った試験片を圧縮方向に対して平行な面で切断して観察した組織の一例である。Fig. 5(a)は凝固方向に平行に圧縮した場合で、M<sub>2</sub>C<sub>3</sub>炭化物が座屈して変形していることが分かる。

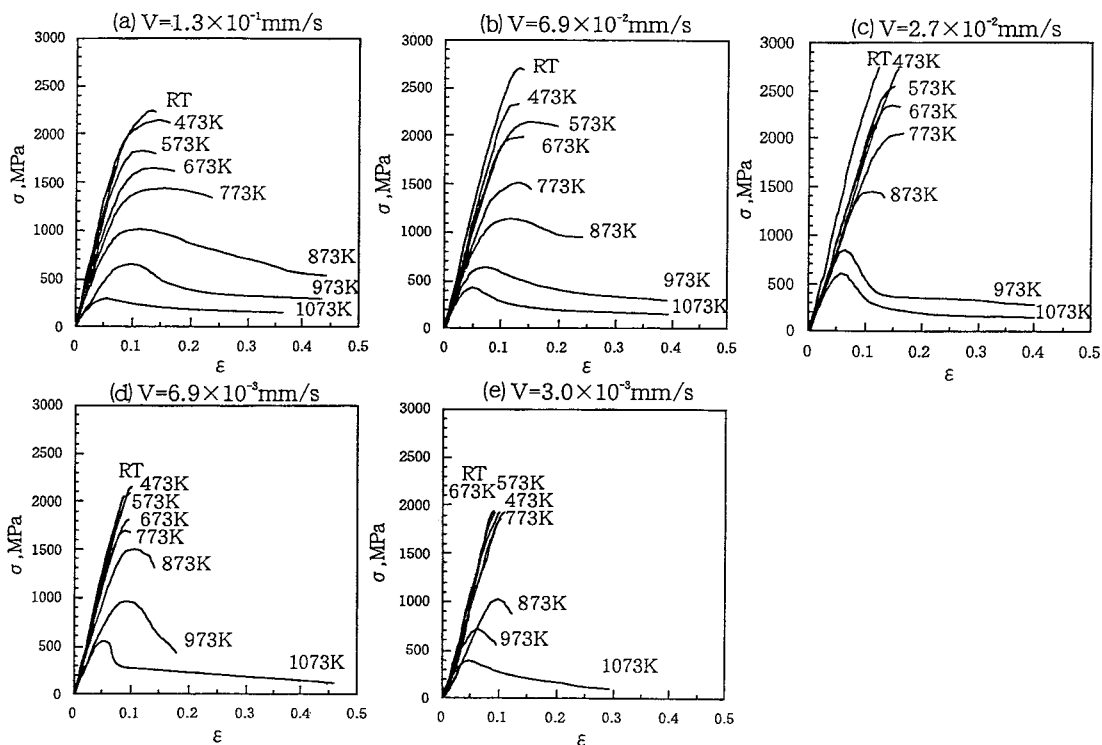


Fig. 3 True stress-true strain curves of the alloy specimens parallel to the solidification direction at various temperatures under a strain rate of  $2.5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ .

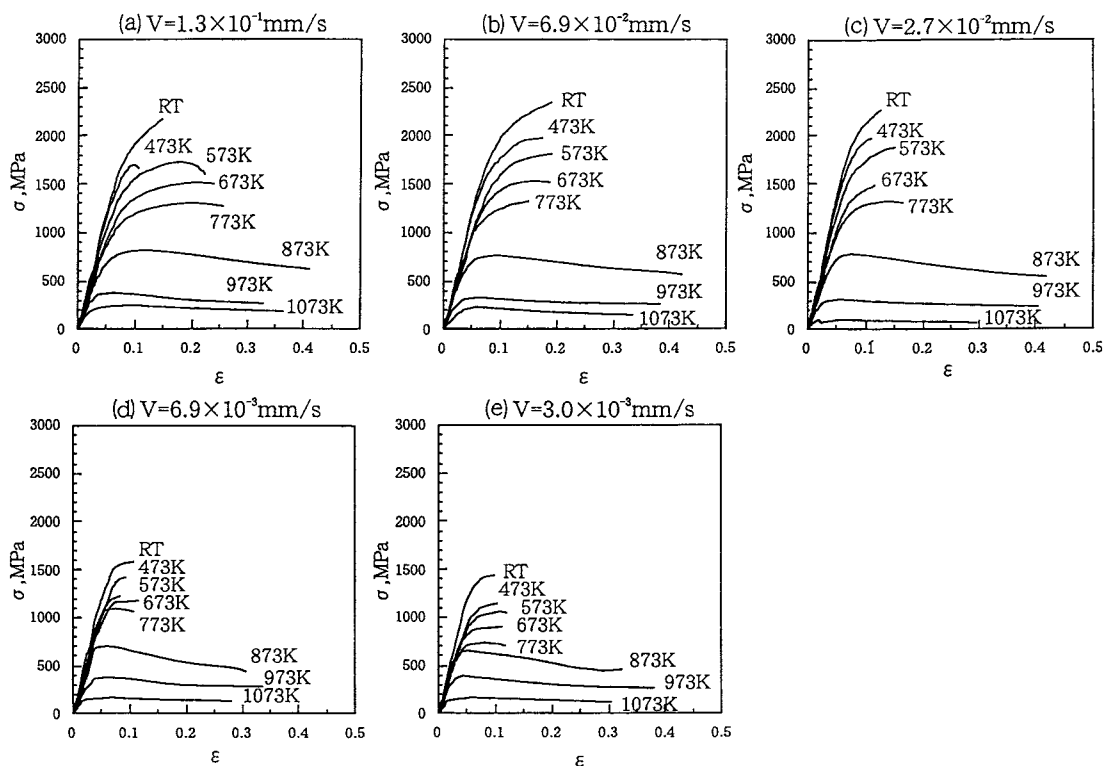


Fig. 4 True stress-true strain curves of the alloy specimens vertical to the solidification direction at various temperatures under a strain rate of  $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

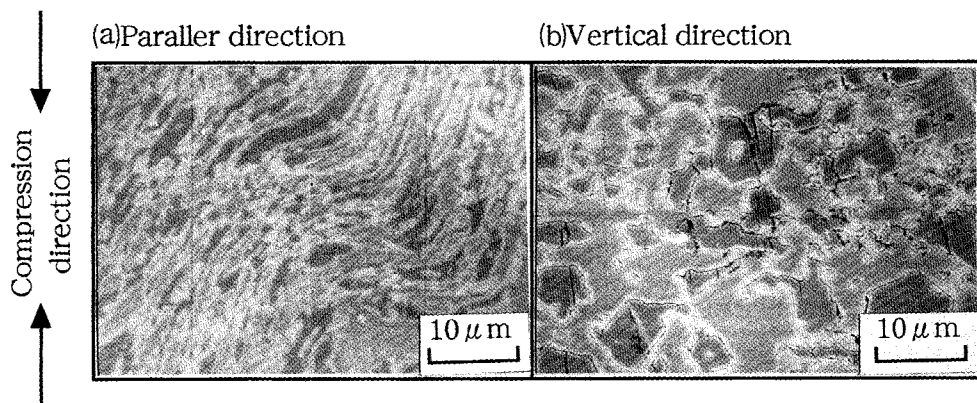


Fig. 5 SEM structure of the alloy specimens parallel or vertical to the solidification direction after compression test at 873K under a strain rate of  $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

磨また, Fig. 5 (b)は凝固方向に垂直に圧縮した場合のもので, この場合は, 炭化物内のクラック及び炭化物と基地との界面におけるクラックが多数観察される。これらのクラックは鉄基地からの応力の伝達や $\gamma$ 相内の剪断ひずみによって,  $M_7C_3$ 炭化物相に圧縮応力が局所的に作用し<sup>8)</sup>, それによって破断して生じたものと思われる。

### 3. 4 0.2%耐力と温度及びひずみ速度の関係

Fig. 6に, Fig. 3とFig. 4をもとにして得られた各合金の0.2%耐力と試験温度との関係を示す。Fig. 6 (a)の凝固方向に対して平行な方向の試料の場合は $V = 6.9 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ 及び $V = 3.0 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ の凝固速度が遅い試料では573Kまでは温度の上昇による0.2%耐力の顕著な低下は見られなかった。その他の凝固速度の試料はそれぞれ応力のレベルは異なるが, 温度の上昇によって, この0.2%耐力の値が小さくなっていることが分る。それ以上の温度では, ヤング率の低下や回復などの現象が生ずるので, 当然のことであるが, 0.2%耐力は温度の上昇とともに連続的に低下する傾向が認められる。

一方, Fig. 6 (b)には同様に凝固方向に対して垂直な方向の各試料における0.2%耐力の温度依存性を示す。前者の平行方向の場合と比べると, 応力レベルすなわち強度は全体的に低下していることが分かる。しかし, この垂直方向の場合は凝固速度が遅い試料でも他の試料と同様に試験温度が上昇するに従い, 0.2%耐力の値が連続的に低下していることが分かる。また, 応力レベルの低下量については温度の上昇によって, 次第に小さくなっていく傾向が見られる。例えば, 973K以上の温度ではその応力の低下量にはほとんど差が見られなかった。また, 両方向の場合とも, 全温度域にわたって, 応力レベルは,  $V = 2.7 \times 10^{-2} \text{ mm/s}$ の場合が最も高く, それ以下でもそれ以上でも低くなる傾向が認められる。このことはFig. 2の組織で見られるように $V = 2.7 \times 10^{-2} \text{ mm/s}$ の場合が組織の整列性が最も良く, これが強度に反映したものであると思われる。しかしこの点について明らかにするにはさらに詳細な定量的検証が必要である。

Fig. 7とFig. 8は5種類の試料の平行方向と垂直方向について773Kから1073Kまで鉄基地の回復が十分起こるような高温範囲における0.2%耐力のひずみ速度依存性を示したものである。Fig. 7の平行方向

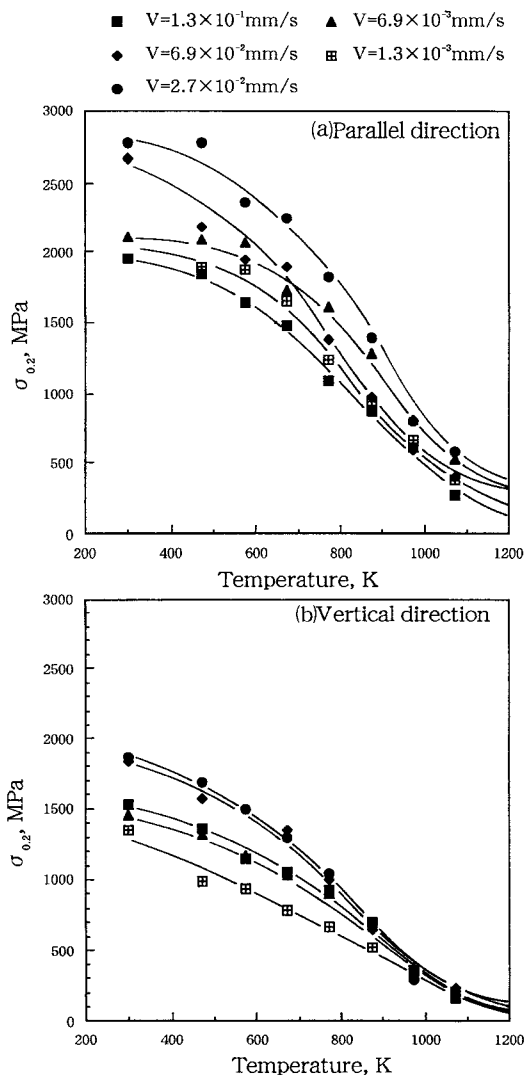


Fig. 6 Temperature dependence of compressive proof stress ( $\sigma_{0.2}$ ) of the alloy specimens parallel or vertical to the solidification direction at various temperatures under a strain rate of  $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

の場合, 773Kではいずれの試料においても0.2%耐力のひずみ速度依存性はあまり顕著でないことが分かる。ただし, Fig. 6に見られたようにこの773K以下の温度範囲でも0.2%耐力は試験温度の増加と共に低下して強い温度依存性を示すが, この温度範囲は, 原子の拡散速度がきわめて遅いために変形によって生成され

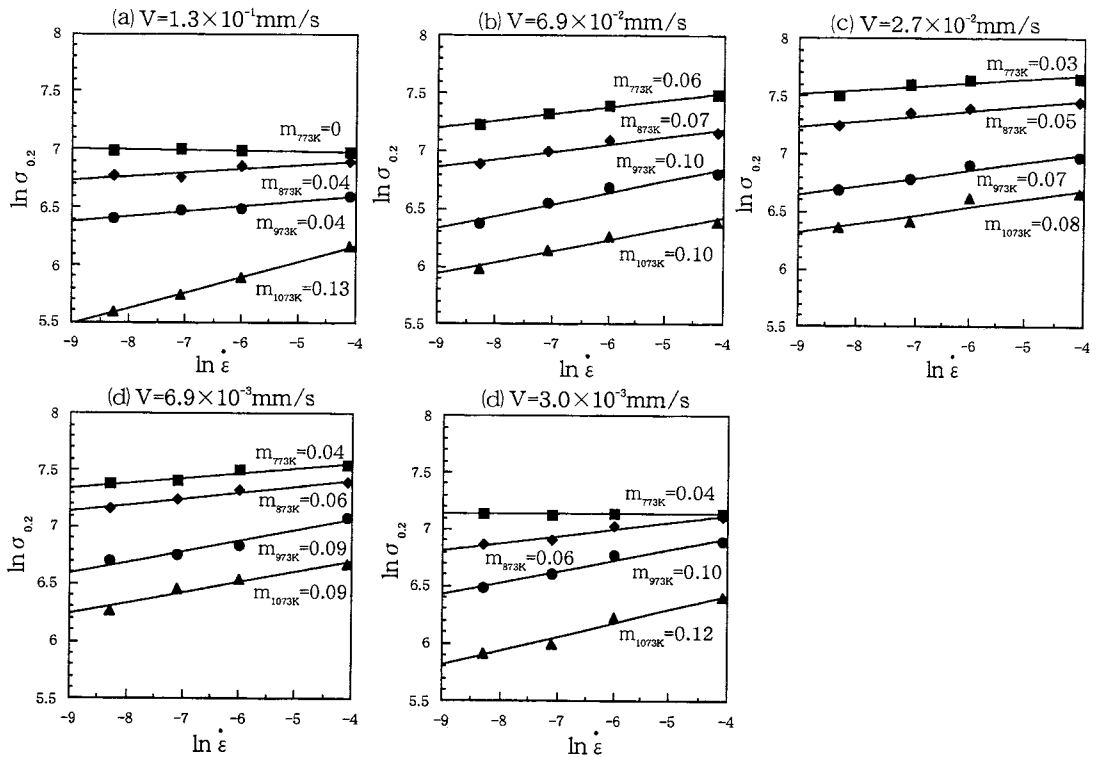


Fig. 7 Strain rate dependence of proof stress ( $\sigma_{0.2}$ ) of the alloy specimens parallel to the solidification direction at high temperatures. The values of  $m$  show the strain rate sensitivity exponent at the test temperature.

た転位を回復によって消滅できるほど高い温度ではない。従って、この温度域での温度上昇による耐力の低下は温度上昇に伴う基地の強度の低下，すなわち，基地及び炭化物のヤング率の低下が反映されたものと考えられる。

一方，873K以上の温度では，Fig. 7と8に見られるように  $\ln \sigma_B$  と  $\ln \dot{\epsilon}$  との間に直線関係が見られるので，

$$\sigma_B = K_1 \dot{\epsilon}^m$$

の関係が成立することが分かる。ここで， $m$  値（ひずみ速度感受性指数）は温度の上昇と共に次第に増加する傾向があることが分かる。

Fig. 8の垂直方向の場合も773Kからそれ以上の温度でひずみ速度依存性が明瞭に現れ，しかも温度の上昇によって温度の依存性が大きくなる傾向を示している。いずれの温度においても垂直方向の場合は平行方

向の場合よりも大きい  $m$  値を示していることがわかる。ところで，一般に金属や合金の変形の場合は，それらの融点の絶対温度 ( $T_m$ ) の約1/2以上の温度では原子の拡散が顕著となって，変形中に回復をとまなういわゆる高温変形状態となることがよく知られている。この25% Cr 共晶組成の合金の場合は1557Kで  $\gamma + M_7C_3$  共晶として凝固を開始するため，高温変形という温度範囲は  $T_m/2$  を基準にすると750K以上の温度の場合に相当する。本研究で用いた各試料では平行方向と垂直方向の場合とも応力-ひずみ曲線の形状が773K以上の温度ではその温度以下の場合に比べて著しく異なることが，Fig. 3とFig. 4で知られた。このことは変形によって増加した転位密度が高温での変形中に回復作用つまり復旧作用によって試料内部の転位密度が低下したことに起因するものと考えられる。

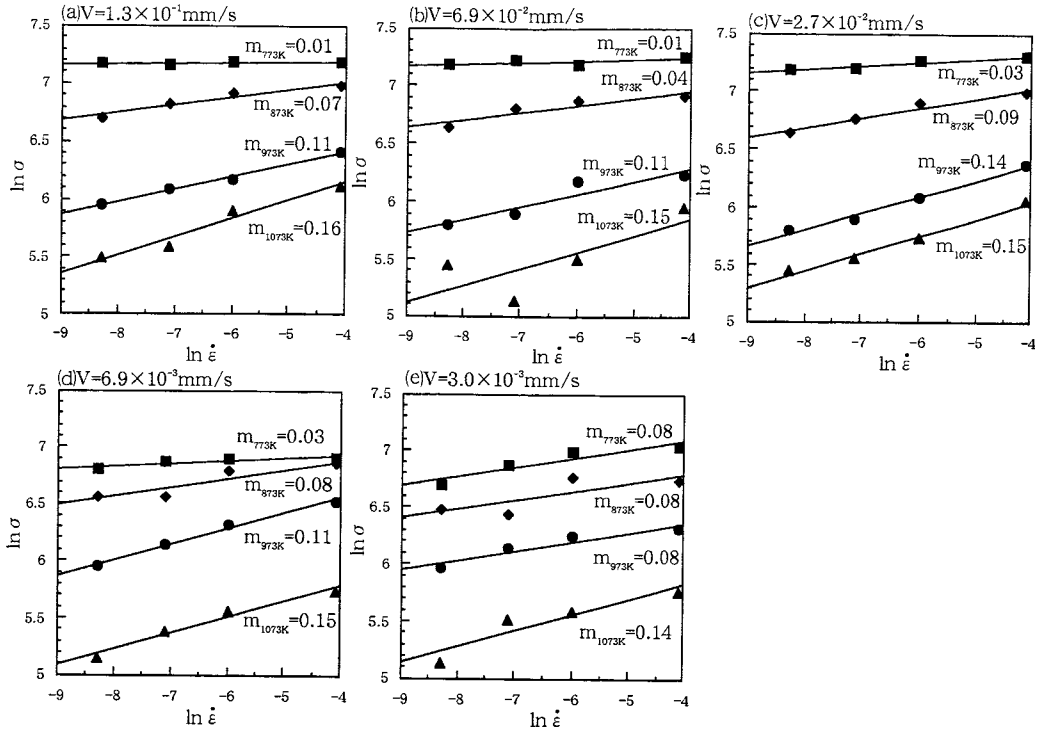


Fig. 8 Strain rate dependence of proof stress ( $\sigma_{0.2}$ ) of the alloy specimens vertical to the solidification direction at high temperatures. The values of  $m$  show the strain rate sensitivity exponent at the test temperature.

## IV. 考察

### 4.1 強度の異方性

一般に繊維強化型複合材料において、力学的な最大の特徴は強化相である繊維相が材料の強化に大きく寄与するため、それらの繊維相の方向性も強度に強く反映すると考えられることである。ところで本研究に用いた一方向凝固した共晶組織の高クロム白鉄は、炭化物と鉄基地の2相からなった組織であるため、繊維強化型複合材料に類似した組織形態であることが分かる。このような複合材料の強度はそれぞれの構成相の強度と体積率を考慮したいわゆる複合則を用いて記述できることが知られている。高クロム白鉄の機械的性質について複合則を用いて評価する場合、共晶組成の高クロム白鉄でも、亜共晶や過共晶など他の組成の合金と同様に強度の複合則が適用できることが報告されている<sup>10)</sup>。

この場合繊維方向に対する強度の複合則は

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f)$$

と表わすことが提案されている<sup>9)</sup>。ここで、 $\sigma_c$ は複合材の強度、 $\sigma_f$ は繊維の強度、 $V_f$ は繊維の体積率、 $\sigma_m$ はマトリックスの強度を示す。従って、この場合、複合材料の強度 $\sigma_c$ と $V_f$ の関係は直線関係になることが分かる。一方、繊維軸に対してと垂直な方向の強度に対する複合則は

$$1/\sigma_c = V_f/\sigma_f + (1 - V_f)/\sigma_m$$

と表わすことが提案されている<sup>10)</sup>。この式より強度 $\sigma_c$ と $V_f$ の関係は平行方向の場合に比べて複雑である。Fig. 9に示すように平行方向の場合に比べ、垂直方向の複合材料の強度に関しては非線形の関係になる。さらに、垂直方向は平行方向の場合よりも常に強度が低くなることが予測される。もし、繊維の強度 $\sigma_f$ がマトリックスの強度( $\sigma_m$ )の10倍であれば、繊維の体積率( $V_f$ )が50%程度であっても、複合材の強度( $\sigma_c$ )



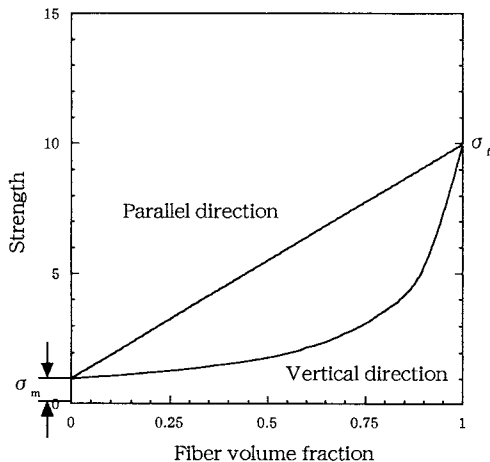


Fig. 9 The relation between the strength and the fiber volume fraction for fiber reinforced composite material.

はマトリックスの強度 ( $\sigma_m$ ) の2倍程度と推算される。このように繊維軸に対して垂直な方向の強度は平行な方向の場合に比べて、繊維の効果が比較的小さくなる。

従って、本研究で用いた高クロム白鉄において、凝固方向に対して平行な方向の圧縮強さは、炭化物の強度に大きく依存するが、凝固方向に対して垂直な方

向の強度は Fig. 9 に示されるように炭化物の体積率が約50%までは炭化物は直接にはほとんど効果を及ぼさないことが推察される。これは圧縮変形の場合、凝固方向に対して平行な方向では加えられら圧縮荷重の大部分を炭化物が負担するが、凝固方向に対して垂直な方向では、炭化物は鉄基地の変形を拘束する役割が少ないことによるためであると推察される。ところで、Fig. 3 と 4 に示された平行方向と垂直方向で比較すると、最大応力  $\sigma_m$  までのひずみ量は垂直方向の方が平行方向よりも多くなっていた。このことは垂直方向の方が破壊の発生まで大きなひずみ量を許すことになる。このことが Fig. 5 に見られるように、垂直方向の場合は炭化物の内部や鉄基地と炭化物の界面にひずみが集中して割れを発生させる結果になったものと思われる。すなわち、凝固方向に対して垂直な方向の圧縮強さには、繊維強化の顕著な効果は生じないことが推測される。

#### 4.2 変形挙動

凝固方向に対して平行及び垂直方向の試料を圧縮変形した後の試験片の様子を観察した一例を Fig. 10 に示す。(a)の平行方向の試料では圧縮軸（試験片長手方向）に対して垂直な全横方向に応力が均等に加えられて、試料の四つの側面が同程度に変形されている。また、長い炭化物繊維相が座屈変形している様子もうか

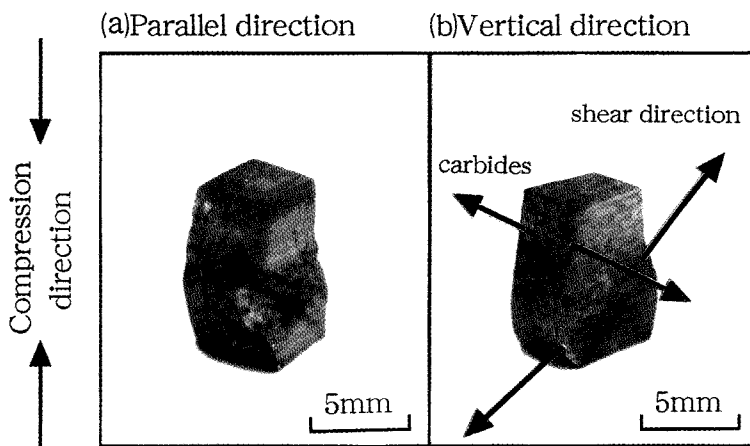


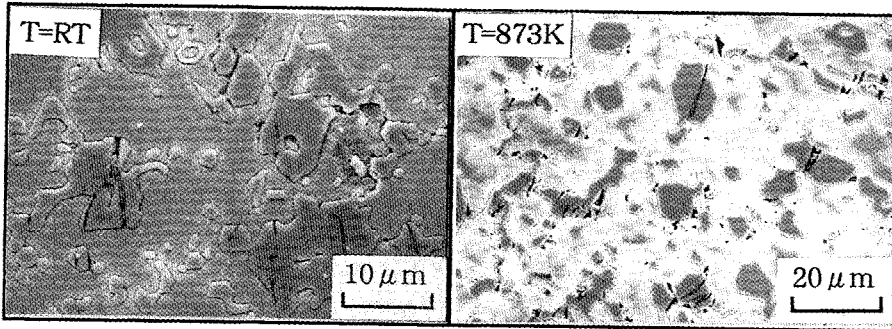
Fig. 10 Micro photographs of the alloy specimens parallel or vertical to the solidification direction after compression test under a strain rate of  $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$  at 1073K. The specimens were cut from the ingot unidirectionally solidified under a rate of  $1.3 \times 10^{-1} \text{ mms}^{-1}$ .

がわれる。これに対して、(b)の垂直方向の試料では圧縮軸（試験片長手方向）に対して45°方向のせん断変形が顕著となり、そのせん断変形の方向に垂直な試験片の側面には大きなひずみが生じているが、その側面と垂直な側面（せん断変形方向と平行な側面）ではひずみの発生は小さいようである。つまり、繊維（炭化物）の長さ方向に対して垂直な方向に優先的に変形されたことが分かる。このことから、平行方向に比べ、垂直方向の方が圧縮応力に対する組織的な拘束効果が低いことが明らかとなった。すなわち、凝固方向に対して、垂直な方向の変形は、大部分が鉄基地の変形によって影響されていることが分かる。

Fig. 11には凝固速度が異なる2種類の試料に対して、室温と873Kの温度において垂直方向に圧縮した

場合の走査型電子顕微鏡組織観察した結果を示した。室温ではすべてのひずみ速度の場合において炭化物が割れた様子が見られが、高温になると、一部の炭化物にしか割れが見られなかった。さらに高温ではそれらの炭化物の周辺に存在している鉄基地は炭化物に押され、大きく塑性変形して、炭化物の輪郭と同様の形でポイドが生成された。その様子はひずみ速度に関係なくしばしば見られた。また、共晶セル幅が小さい試料では大きい場合に比べてポイドの生成が顕著であった。このことは共晶セル幅が小さい試料ではその圧縮荷重が炭化物から炭化物へと伝達する程度が共晶セル幅が大きい試料の場合よりも低いために、最大応力までに要するひずみ量が多くなり、結果として破壊などに要する鉄基地の変形量が大きくなるためと考えられる。

(a)  $V=1.3 \times 10^{-1} \text{mms}^{-1}$



(b)  $V=1.3 \times 10^{-3} \text{mms}^{-1}$

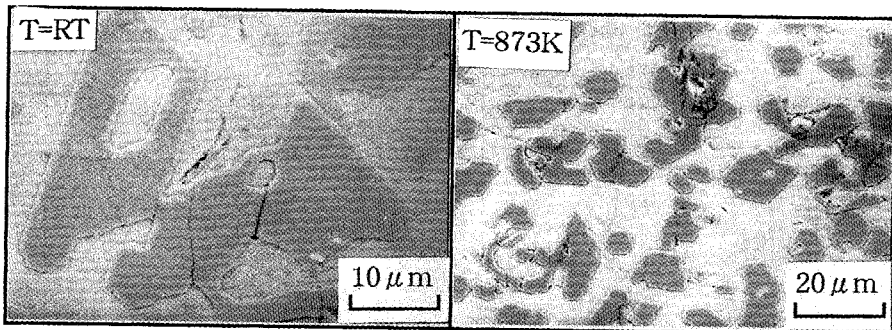


Fig. 11 SEM structure of the alloy specimens vertical to the solidification direction after compression test at room temperature and 873K under a strain rate of  $2.5 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ . The specimens were cut from the ingots unidirectionally solidified under the rates of  $1.3 \times 10^{-1} \text{mms}^{-1}$  and  $3.0 \times 10^{-3} \text{mms}^{-1}$ .

すなわち、圧縮荷重が炭化物から鉄基地に伝達される場合、鉄基地の変形挙動は共晶セル幅が小さい方が大きい方よりも顕著であることによるものと考えられる。

#### 4.3 高温変形

一般に転位運動が介在して、塑性変形するような場合の高温変形の状態方程式は、定常クリープ変形の場合と同様に次式で表わされる<sup>10)</sup>ことが知られている。

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n \exp(-Q/RT)$$

ここで、A:定数、n:応力指数、Q:変形の見掛け活性化エネルギーである。この状態方程式より、同一温度の変形に対しては、 $\ln \dot{\epsilon}$  と  $\ln \sigma$  の間に直線関係が成立し、このことは本実験で得られら Fig. 7 と 8 の関係をよく表している。本研究では873K以上の温度に、明確な応力のひずみ速度依存性が現れることが知られたことから、873K以上の温度範囲の高温変形強度について検討してみた。Fig. 7 と Fig. 8 に示した測定点には多少ばらつきはあるが、各試験条件での見掛けの活性化エネルギー(Q)を求めると、凝固方向に対して平行な方向の場合は約700~800kJ/molとなった。一方、凝固方向に対して垂直な方向の場合は約500~600kJ/molとなった。これらの値は、複合材としての試料の変形の見かけの活性化エネルギーである。すなわち、試料を構成している鉄基地と炭化物の変形に対する原子拡散などともなる熱活性化過程が変形に寄与することによって生ずるものである。ところで、 $\gamma$ -Feの自己拡散の活性化エネルギーは291kJ/mol (1184~1165K)<sup>11)</sup>、や $\gamma$ -Fe中のCrの拡散活性化エネルギーは264kJ/mol (1173~1618K)<sup>12)</sup>、さらに、鉄と炭素鋼のクリープの活性化エネルギーは256~429kJ/mol<sup>13)</sup>と報告されている。従って、本実験での平行方向と垂直方向の両場合ともこれらの値よりもはるかに高いことが分かる。このことは、本実験で用いた白鑄鉄の場合は、その高温変形過程に炭化物自体の変形の素過程が直接関与していることを示唆しているものと考えられる。

従って、この温度範囲においては、平行方向の場合の変形は特に単に鉄基地の $\gamma$ -Feの変形のみで律速されているのではないことが考えられる。一方、垂直の場合は平行の場合に比べて、その割合は大きく、変形は $\gamma$ -Feの自己拡散やCrの拡散などに律速され、大部分の変形が鉄基地中の転位の上昇運動が起こることによって進行していることが推察できる。

## V. 結論

一方向凝固した25%Crの共晶組成白鑄鉄について、高温強度におよぼす凝固方向に対する圧縮強度の異方性および組織粗さの影響について調べた結果、次のことが明らかとなった。

(1)25%Crの共晶組成の高クロム白鑄鉄の組織の粗さは凝固速度に強く依存しており、共晶セルサイズは凝固速度が速いほど小さかった。

(2)応力-ひずみ曲線は、圧縮方向の違いによって異なっている。凝固方向に対して平行な方向の場合には、773K以下の低温側では脆性変形が見られたが、873K以上の高温側では、 $M_7C_3$ 炭化物が塑性的な変形することによって、座屈又は破断を生じるために、加工硬化をともなったいわゆる加工軟化型の挙動が認められた。

(3)凝固方向に対して垂直な方向は平行な方向よりも常に低い応力レベルが示された。すなわち、圧縮強度は凝固方向に関して顕著な異方性を示すことが認められた。

(4)両方向の場合とも、全温度域にわたって、応力レベルは $2.7 \times 10^{-2}$ mm/sの凝固速度で作成した試料の場合が最も高く、それ以上でもそれ以下でも低くなる。これはこの凝固速度の場合に最も整列性のよい共晶組織が得られるためであると考えられる。

(5)ひずみ速度感受性指数は垂直方向の方が平行方向よりも大きい値を示した。

(6)凝固方向に対して垂直な方向及び平行な方向ともそれらの強度には炭化物の強度が強く影響していることが推察された。しかし、垂直方向には、鉄基地相の変形挙動がより大きく反映されているものと考えられた。

## 参考文献

- (1) R. S. Jockson: J. of Iron and Steel Institute 208 (1970), 163
- (2) 松原宏安, 大城桂作, 松田公扶: 鑄物48 (1976) 11, 28
- (3) J. S. Park and J. D. Verhoeven: Metallurgical and Materials Transactions A, (1996), 27A, 2328-237
- (4) 劉 沖明, 麻生節夫, 後藤正治, 小松芳成: 鑄造

工学70 (1998), 793-799

- (5) 石川隆司：日本複合材料学会誌, 22. 2 (1996), 76-81
- (6) 松原安宏, 大城桂作, 松田公扶：鑄物 49 (1977) 9, 23
- (7) 麻生節夫, 後藤正治, 小松芳成, 武藤 侃：日本金属学会誌60, 10 (1996) 1013
- (8) 村上陽太郎訳：複合材料, 丸善, (1971), 136

- (9) 宮入裕夫, 池上皓三, 加藤晴久, 加部和幸, 後藤 卒土民, 塩田一路, 安田榮一：複合材料の事典, 朝倉書店, 1991
- (10) 牧 正志, 田村今男, 材料, 30 (1981), 211
- (11) 日本金属学会編, 金属データブック, 改訂3版, 丸善, (1993), 21
- (12) 日本鉄鋼協会編：鉄鋼便覧第 I 巻基礎, 第3版, 丸善, (1981), 349