

論 文

UDC 539.4.011 : 539.411 : 669.15'292-196

高炭素-高バナジウム-鉄合金の圧縮強度と破壊*

石原 襄**・永井 正一**・楳原 広美**

Compressive Yield Strength and Fracture of High-carbon,
High-vanadium Iron Alloys

Joo ISHIHARA, Masaichi NAGAI, and Hiromi KAGOHARA

Synopsis:

The present study was undertaken to clarify the compressive yield strength and fracture of high-carbon, high-vanadium iron alloys. Compressive testing and microscopic examination were carried out on high-carbon, high-vanadium iron alloys prepared by melting and by welding-overlay-methods, in order to study the effect of size and distribution of vanadium-carbide on the compressive strength of the alloy. Vanadium-carbide in the materials was controlled from 21 to 55% in volume and from 26 μm to 100 μm in diameter. The measurement of the mechanical properties was performed using a specially designed apparatus on specimens tempered at various temperatures.

The results obtained were as follows:

- (1) On the compressive state, cracks in large carbides are not propagated to matrix whereas shear cracks are initiated in matrix and grow up to the fracture.
- (2) Yield strength is a little influenced by the amount of vanadium-carbide.
- (3) Compressive yield strength does not depend upon the carbide size, even if the carbide size varied from 26 μm to 100 μm .
- (4) Yield strength is increased linearly with increase in the hardness of specimen and maximum strength is increased in proportion to the amount of vanadium-carbide.

1. 緒 言

合金の圧縮試験に関する報告はおもに軟らかい鋼の塑性加工性を調査したものが多く、また一方超硬合金の圧縮試験に関する報告もいくつか見られるが¹⁾、炭化物を20%以上含んだ高合金工具鋼の組織と圧縮強度に関する報告はあまりない。しかし最近プレス加工法が進歩し、従来に比べて振動が非常に少なくなり、その結果、必要な性質として静的圧縮強度を重視する傾向になった。そのため合金中の炭化物量、粒度、基地の組織などが合金の圧縮強度にどんな影響を与えるか調査することが重要である。

本研究では高炭素-高バナジウム-鉄合金で合金中に分散するV-炭化物を20~55 vol%, また炭化物粒度を2~100 μ に変えたものをいろいろに熱処理を変えて圧縮試験を行い、おもに組織と降伏強度の関係を調査した。また破壊き裂発生の経過を光学顕微鏡で観察した。

2. 試料および実験方法

2.1 試料

試料は前報²⁾で述べたように鑄造材および粉末製溶接棒による溶着部から採取した。この粉末製溶接棒はFe-V粉、黒鉛粉その他金属粉をプレス成型して得たものである。溶接肉盛法、鑄造法はすべて前報²⁾と同様である。

Table 1 に実験に使用した試料の化学成分を示す。このようにV量を12.5~37.5%, C量を3~8.3%に変えてV-炭化物量を約21~55 vol%に変化させたが、同一炭化物量で炭化物粒度の異なつた試料を得るため12.5%V材については溶接肉盛材、発熱鑄造型による鑄造材、金型鑄造材を用意した。

なお試料中のNiは焼入性を良くするための添加元素で、それ自体は炭化物を作らないものを選んだ。上述の試料は特にことわらないかぎり800°Cから焼入れた

* 昭和53年9月11日受付 (Received Sept. 11, 1978)

** (株)日立製作所 日立研究所 (Hitachi Research Laboratory, Hitachi Ltd., 4026 Omika Kuji-cho Hitachi 319-12)

Table 1. Chemical compositions of specimens.

Alloy No.	C %	Si %	Mn %	Ni %	V %	VC (Vol %)	Carbide length (μ)	Note
3B-1	3.06	0.92	0.52	3.10	12.47	21	100 <	Hot mold cast
3B-2	3.01	1.03	0.62	2.91	12.61	21	26	Deposit
5B	4.98	0.89	0.98	2.97	22.57	35.5	46	"
6B	6.05	0.92	1.90	2.98	27.47	42.3	63	"
8B	8.31	0.68	0.51	3.01	37.62	55.1	67	"

後、それぞれの液体窒素中で深冷処理した。これらの試料は 100°~680°C の範囲に約 100°C 間隔の焼もどし温度を選び、それぞれ 2 h 焼もどした。

2.2 実験方法

圧縮降伏測定値が信頼に値するかどうかは試験片と圧縮用治具の精度によつて決まるので、これらの精度、寸法は下記のようにした。

(1) 試験片の寸法は $5\phi \times 8.5 l$ とした。長さ/直径の比が 2 以上になると座屈を伴い、工具と試験片との接触面の圧力分布に不連続を生じるので複雑な挙動になることが知られている。またこの比が 1 以下になると短柱圧縮になつて試片と工具の接触面の摩擦が問題になるので試験片の寸法は上記のようにした。また試片の上下面の平行度および軸に対する垂直度は 1/100 以内の精度にした。

(2) 圧縮試験用治具は Photo. 1 に示したようにし、ガイドピンで連絡された上下面が球座によつて押される。この球座を押すには島津製 10 t アムスラー REH 型を用いた。

試料の歪は治具に設置した差動トランスでキャッチされ、260 倍に拡大して応力歪曲線として自動的に記録される。また荷重を加えた場合の治具自身の歪をブランクテストで測定し、実験値の歪から差し引いた。また圧縮

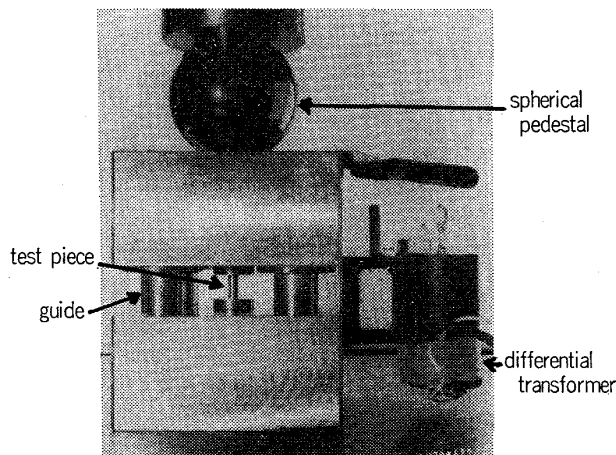


Photo. 1. General view of compression test apparatus.

試験用治具は圧縮荷重が試験片の中心線に正しく一致して垂直に加わるようにしなければならない。そこで試料の接触部に埋め込まれた一对の円柱状超硬合金面の平行度を 1/1000 内に押え、しかもこの円柱状超硬の中心線と球座の中心線とが一致するように製作した。試料のセットに当たつても試料の中心が治具の中心線上になるように特殊な治具を使つてセットした。また圧縮試験で試料と工具面との間に生じる摩擦力は試料の圧縮変形を拘束するので真の圧縮応力を求める場合一般的に問題にされるが、本実験では 0.2% 永久歪までを問題にして測定したので問題はないと思われる。また試験終了後試片を軸方向に切断して組織変化を観察し、本合金におけるクラックの発生と伝播を明らかにした。

3. 実験結果

3.1 V 炭化物量および V 炭化物粒度と圧縮強度との関係

Fig. 1 に上述の圧縮試験で得た応力歪曲線の一部を示す。試料は 5 B 材で 800°C より焼入れ後 100°C で 2 h 焼もどしたものである。これによると、曲線の立上がり

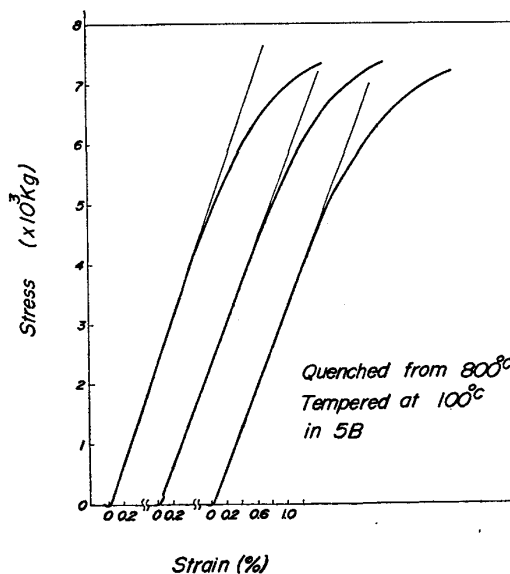
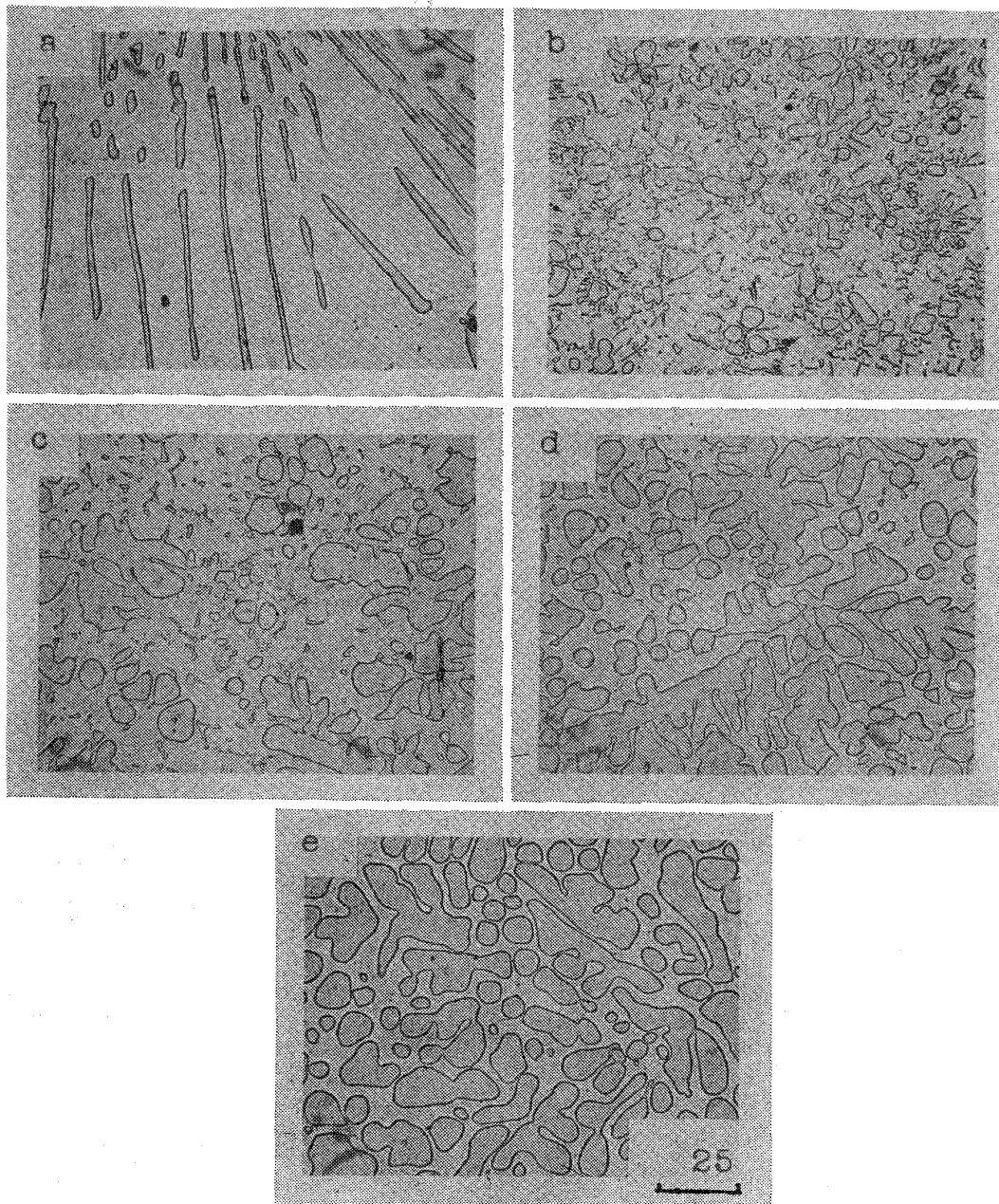


Fig. 1. Examples of stress-strain curve on the compression. (5B)



(a) 3B-1, (b) 3B-2, (c) 5B, (d) 6B, (e) 8B.

Photo. 2. Carbide distribution of each specimen.

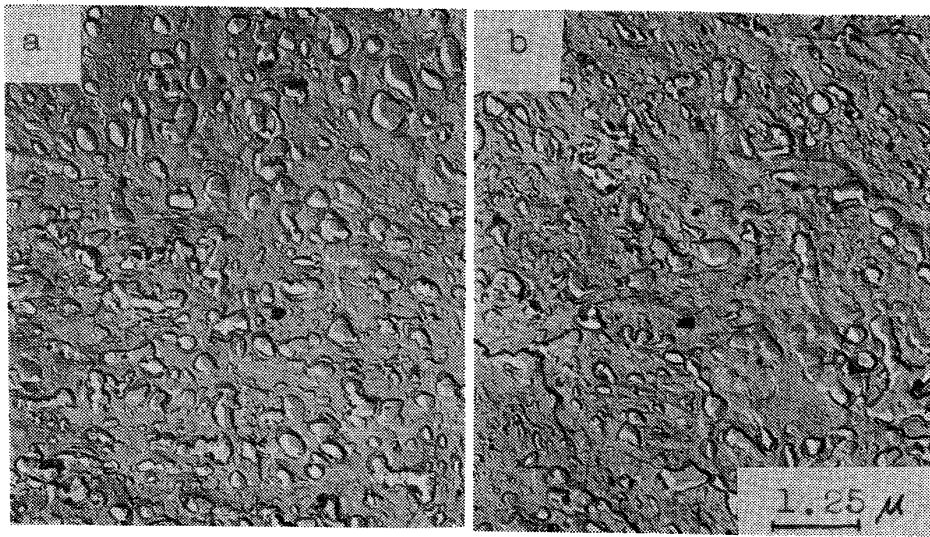
は弾性範囲の $4/90$ 程度の応力以下で乱れるだけでその応力以上で降伏に達するまでは直線的に上昇していることがわかる。圧縮試験ではこの曲線の立上がりの乱れがとかく大きくなって実験精度を悪くするが、本実験では精度に影響のない程度の量であった。

Photo. 2 に各試料の V 炭化物分布を示した。試料 (3B-1) は鑄造のままであり、その他の試料は溶接のままの組織を示す。これによると溶接材である 3B-2 材 (V 炭化物量 21 vol%) では炭化物粒は比較的微細だが 5B 材 (V 炭化物量 35.5 vol%) になると急激に炭化物粒が成長し、さらに 8B 材 (V 炭化物量 55 vol%) にな

ると成長した V 炭化物が全体を占めるようになる。ところが鑄造材の 3B-1 材 (V 炭化物量 21 vol%) は 3B-2 材と V 炭化物量は同一だが、非常に細長い V 炭化物が存在している。

Photo. 3 に試料の基地中にみられる析出物の分布状態を示した。試料の熱処理は 800°C から焼入れし、 600°C で 2 h 焼もどしを行つたものである。このように同一の焼もどし温度の場合には微細な析出粒子間の平均距離はあまり変わらないことがわかる。

Fig. 2 は圧縮降伏強度 (0.2%歪) と V 炭化物粒度との関係を求めるため同一の炭化物量の 3B-1 と 3B-2 の



(a) 3B-2, (b) 8B

Photo. 3. Micro photographs of matrix. (3B and 8B) (Tempered at 600°C).

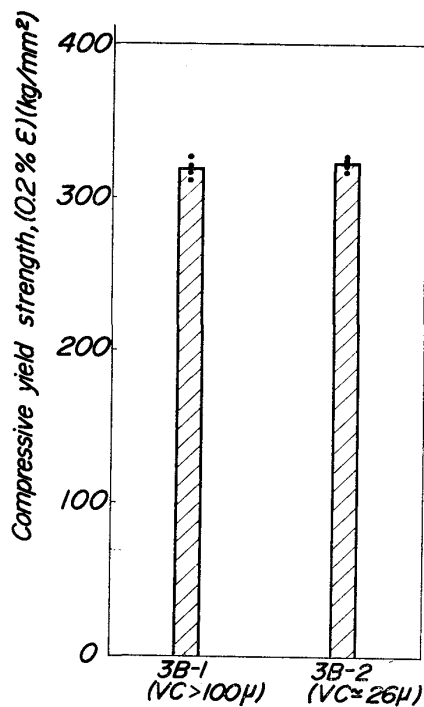


Fig. 2. Compressive yield strength at different carbide size.

圧縮強度を比較したものである。試料は各々 800°C から焼入れし、200°C で焼もどしたものである。Photo. 2 に示したように炭化物の大きさは両試料間で著しく異なっているため、この巨大炭化物の分布が降伏現象に何等かの影響があるかと思われたが、結果として圧縮強度は両者ほぼ等しい値を示した。この事実から圧縮降伏現象にはこの程度の炭化物粒度の差は無視してよいことが明らかになった。

Fig. 3 は圧縮降伏強度と V 炭化物量の関係を示したも

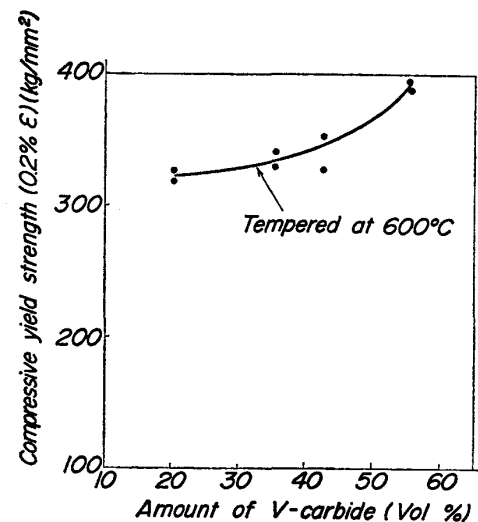


Fig. 3. Compressive strength versus amount of carbide.

のである。試料は 800°C より焼入れし、600°C で 2 h 焼もどしたものである。図に示したように圧縮降伏強度は炭化物量の増加にともなわずかに増加している。

Fig. 4 はこれらの試料の焼もどし温度と硬さとの関係を示したものである。この硬さ変化の挙動を見ると全試料とも一様にマルテンサイトが分解して軟化している過程がわかる。

本試料は焼入れでマルテンサイト化した場合も初晶炭化物量の差によつて硬さに差があり焼もどし過程でも差は保持される。そして 700°C に達して完全に焼もどされても硬さに差があるのは初晶炭化物量に大差があるためと考えられる。このように基地が完全に軟化しても本試料は初晶炭化物量の差によつて硬さに差が認められ

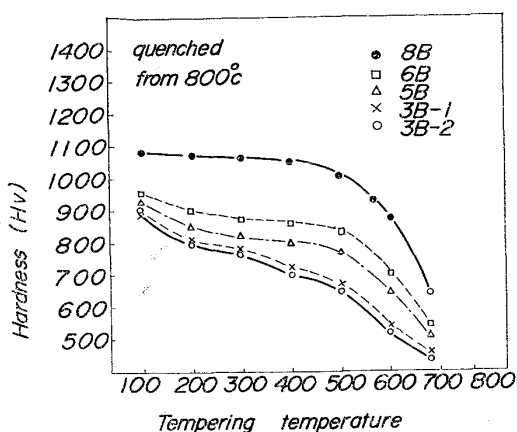


Fig. 4. Hardness versus tempering temperature in the high carbon-high vanadium-Fe alloy.

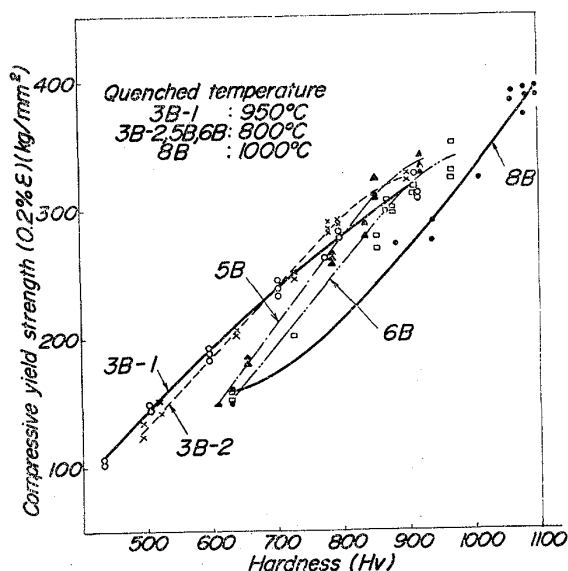


Fig. 5. Hardness versus compressive strength.

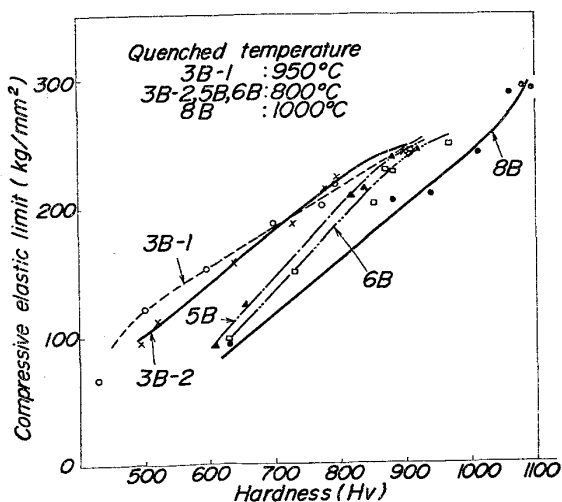


Fig. 6. Hardness versus elastic limit.

る。そのため Fig. 3 に示した降伏強度の差は初晶のV炭化物量の差にもとづくものと思われる。圧縮強度は焼もどし温度によつて種々の変化を示す。これらの変化は硬さの変化にともなうものであると思われるので Fig. 5, 6 に圧縮耐力および弾性限を硬さで整理した図を示した。この結果を要約すると次のようになる。

(1) 同一材料なら圧縮耐力は硬さの上昇に比例して直線的に増加する。

(2) V炭化物量が多くなると上記直線は高硬度側にずれる。得られる最高強度はV炭化物量の多い試料がわずかに大である。

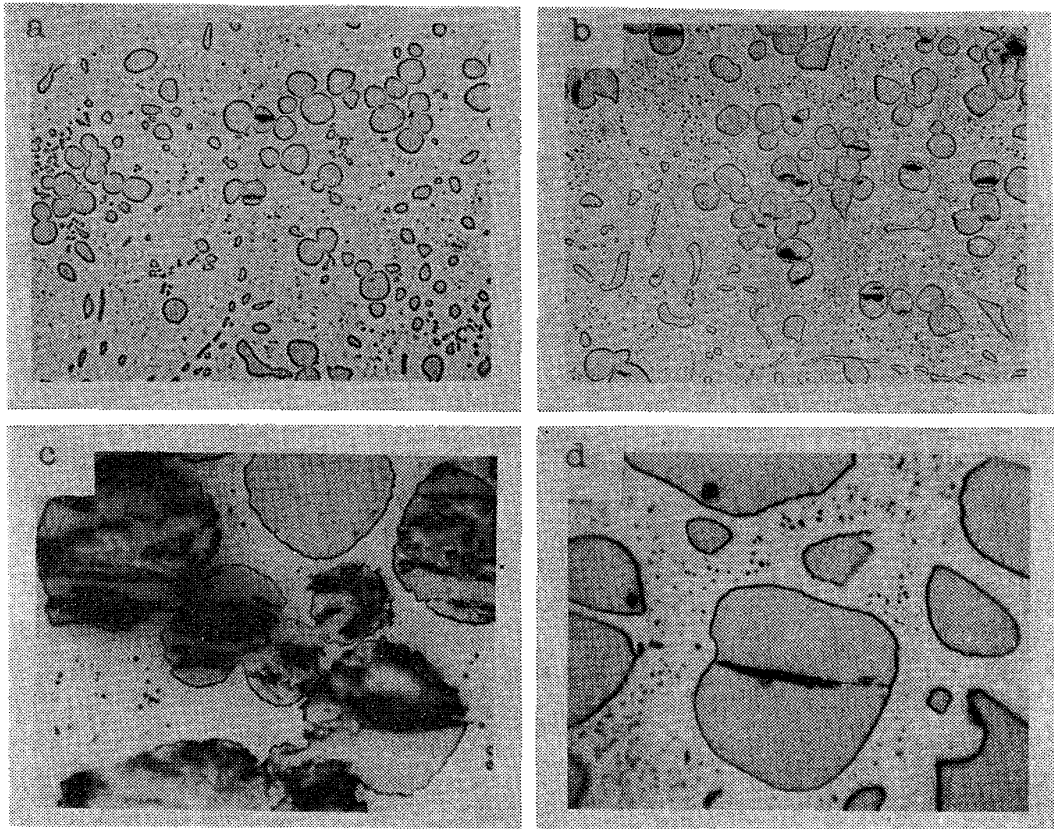
3.2 き裂発生と破壊

圧縮変形の過程で破壊がどのように進むかを光学顕微鏡で観察した。Photo. 4 にその結果を示す。3% C-12.5% V-Fe 合金の金型鑄造材については 900°C より焼入れし、200°C に焼もどして硬さ Hv 800 の状態で試験した。その結果、歪が 0.6% になると V炭化物の一部にクラックが発生する。Photo. 4 中の黒色の部分はクラックである。歪量をさらに増加させるとクラックの認められる V炭化物数はわずかずつ増加していくが、歪量が 1% 以上になると急激にクラック数が増加する。しかしこのクラックは基地には伝播しない。

一方 8.3% C-37.5% V-Fe 合金については 900°C 焼入れ、200°C 焼もどし材では 0.2% 歪で V炭化物中にクラックが発生した。また焼なまし材では 0.36% 歪で V炭化物中にクラックが発生している。これらのクラック数は Photo. 4 で明らかなように、歪量の増加とともに増すが、基地に伝播して破壊につながるものではない。今回実験に使用した 12.5% V 合金では破壊が生じるのは円柱体の側面に 45° 方向にせん断すべりが生じ、破壊に至ることが明らかになった。

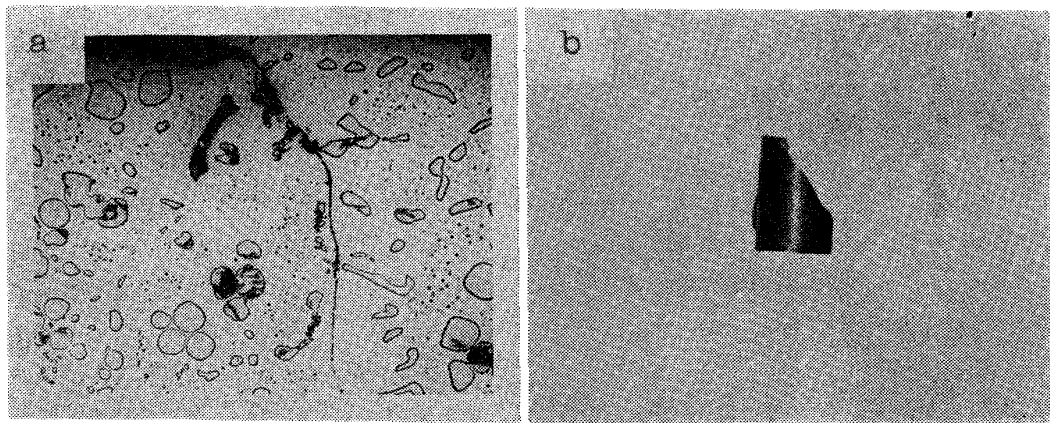
Photo. 5 にこれを示す。このようにマクロ的には 45° 方向に破断しているが、ミクロ的にクラックの観察をすると炭化物をさけてすべりが生じていることがわかる。そして、このクラックは V炭化物中に生じたクラックとは連絡がない。一方 8.3% C-37.5% V 合金では V炭化物量が多いので、炭化物をさけて基地がすべるといふことはできない。このため応力が増すと V炭化物中に多数のクラックが生じた後にその炭化物は基地の変形に対する抵抗力が零に近くなる。つまり破壊した V炭化物が多く分布している場所は強度が零に近い点の集合した場所とみなすことができる。そしてそこからせん断破壊が起こる。

Photo. 6 にこれを示す。黒色を示す部分がき裂である。これによると 45° 方向に破壊した V炭化物が多く分



- (a) Crack happened at 0.6% strain in 3B-2 (3%C-12.5%V-Fe) which was quenched from 900°C and tempered at 200°C. ($\times 200$)
 (b) Many cracks happened at 1.1% strain in 3B-2. ($\times 200$)
 (c) Cracks do not propagate to matrix in 3B-2. ($\times 1000$)
 (d) Crack at 0.5% strain in 8B (8.3%C-37.5%V-5%V-Fe). ($\times 1000$)

Photo. 4. Cracks in V-carbide.



- (a) Shear crack pass through the matrix. ($\times 200$)
 (b) Appearance of shear fracture. ($\times 1.5$)

Photo. 5. Shear fracture in 3B-2 (3.0%C-12.5%V-Fe).

布しているのがわかる。

4. 考 察

降伏現象は結晶内に一定の転位速度を与える応力³⁾に等しいといわれており、基底中に炭化物があるとそこに転位が集積して組織内部に応力集中点が生じ、その応力

集中係数は炭化物の長軸の長さの $1/2$ 乗に比例するといわれている⁴⁾。これらのことは引張り応力で試験した場合の破壊現象にはよくあてはまるが、本実験のような圧縮応力に対しては炭化物粒度による影響はほとんどないことが明らかになった (Fig. 2)。ところで分散粒子が硬く、転位に切られない場合の外力による転位の動きに

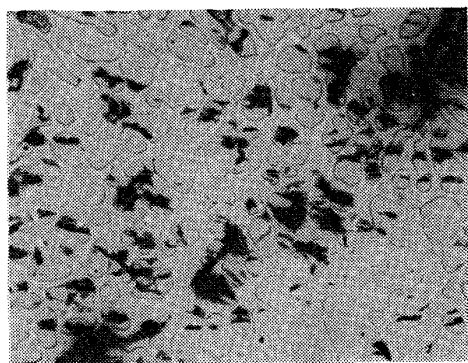


Photo. 6. Many cracks in V-carbides form a line on the 8B alloy. ($\times 200$)
(8.3% C-37.6% V-Fe)

は粒子間を転位が弓状に湾曲して転位ループを残しながら通過するいわゆる By-Pass⁵⁾機構と Cross Slip によつて粒子をさけて通る場合の二通りがある⁶⁾。

この場合、本材料のように 1μ 以上の大きな粒子が多数混在しているものでは粒子間の By-Pass が Cross Slip によつて通過することよりも優先すると思われる。この場合でも 1μ 以上の炭化物では湾曲した転位が Dipole を作りにくいから容易に通過できない障壁の役目をすると思われる。そして本材料においては V 炭化物総量が等しければ障壁の作用も大差ないことが明らかになった。一方炭化物量の影響を示したのが Fig. 3 であるが、この場合に熱処理によつて初晶炭化物分布が変われば問題であるが、これらの試料は基地に固溶するバナジウム及び炭素量がほぼ等しくなるように溶製してあり、また 800°C の加熱により基地にとけ込むバナジウム量はいずれも 0.6% 以下で差は少ない^{7)~10)}。これは含有バナジウム量にくらべて著しく少ないため、初晶炭化物分布は熱処理によつて変わらないといえる。

Fig. 4 に示した焼もどし軟化抵抗は試料間では若干異なるが、 600°C で焼もどした場合の硬さの差はマルテンサイトの分解の程度の差よりも初晶炭化物量の差による影響が大きいように思われる。

粒子が分散している合金では一般に降伏強度 (Z_y) は次式で示される¹¹⁾。

$$Z_y = Z_0 + Z_A$$

ただし Z_0 は母相の降伏強度であり、 Z_A は分散粒子による降伏強度の増加分である。 Z_A を論じる場合は母相の結晶粒径、Texture などを考慮した上で析出物による硬化などを考えなければならないが¹²⁾、本合金の場合 carbide 間の距離によつて Mean, Free, Ferrite, Path が定まるので結晶粒径にはあまり関係がないと考えられる。そこで Fig. 3 に示した降伏強度の差は初晶 V 炭化物量の差にもとづいて Z_A に影響しているのでは

ないかと考える。また試料の硬さが直線的に増加すると降伏強度も直線的に増加することは Fig. 5, 6 で明らかにしたが、圧縮試験の場合試片に加えられる応力はせん断応力であるので、圧縮強さはせん断抵抗力によるものといえる。このせん断抵抗力はミクロ的には転位の移動しやすさと考えることができて転位のタングルの状態とか、固溶している不純物原子、さらには V 炭化物による転位移動障害などが関係してくる。

一方硬さ測定においても試料表面の一部をせん断変形させるから、せん断抵抗力を測定していることに関しては圧縮試験と同一である。そのため硬さ変化と圧縮強さの変化が対応して現れることは当然に思われる。しかし両者の変化が全く同一かというところではない。それは今回の圧縮試験がおもに降伏点以内の変形量と荷重との関係を求めたのに対し、硬さは局部であるが降伏以後まで変形させてその抵抗を測定するからである。この差によつて合金中に存在する V 炭化物の寄与の程度が違つてくると思われる。つまり変形抵抗に対する V 炭化物の寄与は降伏以後まで変形させる場合の方が降伏以前までの変形抵抗より大きく影響すると思われるからである。このように考えると同一降伏点での材料では V 炭化物量の多いものは高硬度を示すという結果がよく説明できる。

本合金において基地にき裂が発生する前に炭化物にクラックが発生するのは基地と炭化物の変形能の差によるものと思われる。すなわち V 炭化物は基地より弾性率が高く、変形能が少ないため基地が変形した場合は炭化物に応力が集中する⁴⁾。これを微視的に表現すれば基地中を移動しつつある転位が V 炭化物に集積して応力集中源となつて炭化物を破壊したといえることができる。炭化物量が多いと基地の変形をさまたげる作用が大きくなる。いいかえれば基地中を移動する転位に対する障壁としての効果も大であるので、低い歪量で炭化物の破壊が起こるものと思われる。また同一の炭化物量なら焼なまし材の方が転位の易動度が大であるからクラックがスタートするまでの基地の歪量は大きくなると思われる。引張り応力の下では炭化物中のクラックは破壊の起点として作用するが、せん断応力のもとでは直接破壊に至らないで破壊はせん断応力方向に基地がすべりやすいところから起こると思われる。

5. 総 括

高 C-高 V-Fe 合金について V 炭化物量を 20~55 vol % に変え、さらに基地の硬さを変えたものにつき圧縮試験を行い次の結論を得た。

(1) 炭化物を多量に含む材質はせん断応力下では高

い強度を示し、この場合の合金の圧縮降伏強度 (0.2%歪) はV炭化物の量にもわずかに影響される。

(2) 2μ 以上の初晶V炭化物が分布する場合にV炭化物量が等しいとV炭化物粒子が $26\mu\sim 100\mu$ に変化しても硬さの等しい試料では圧縮降伏強度はあまり変わらない。

(3) 圧縮降伏強度は試料の硬さが増加すると直線的に増加し、又V炭化物量が多いほど絶対値がわずかに大きくなる。等しい硬さの合金でV炭化物量が異なる場合はV炭化物の少ないものの方が降伏点が高い。

(4) 圧縮変形過程でき裂発生はまず巨大炭化物中で起こるが、これは基地に伝播しない。破壊の原因となるクラックは基地中に生じたすべりによつて生じる。

終わりに臨み本研究を行うにあつて多大の御援助ならびに御指導下さつた 飯塚氏、玉村氏、小川氏に心から感謝の意を表します。

文 献

- 1) 原 昭夫, 池田 格: 日本金属学会誌, **34** (1970), p. 120
- 2) 石原 襄: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 254
- 3) W. G. JHONSTON and J. J. GILMAN: J. Appl. Phys., **30** (1959), p. 129
- 4) 横堀武夫: 日本機械学会誌, **165** (1962) 523, p.1076
- 5) E. OROWAN: Symposium on Internal Stress in Metals and Alloys, Ist Metals, (1948), p. 451
- 6) M. F. ASBBY: Z. Metallk., **55** (1964), p. 5
- 7) 成田貴一: 日本金属学会報, **8** (1969) 1, p.49
- 8) 西沢泰二: 日本金属学会報, **12** (1973) 6, p. 401
- 9) R. R. ZUPP, D. A. STEVENSON: Trans. AIME, **236** (1966), p. 1316
- 10) H. WEVER, R. E. BELING: Arch. Eisenhüttenw. **40** (1967) 7, p. 551
- 11) 幸田成康: 第 14 回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, (1961), p. 1
- 12) 美馬源次郎: 日本金属学会誌, **35** (1971), p. 339