

Fig. 2. Relations between impact value and testing temperature.

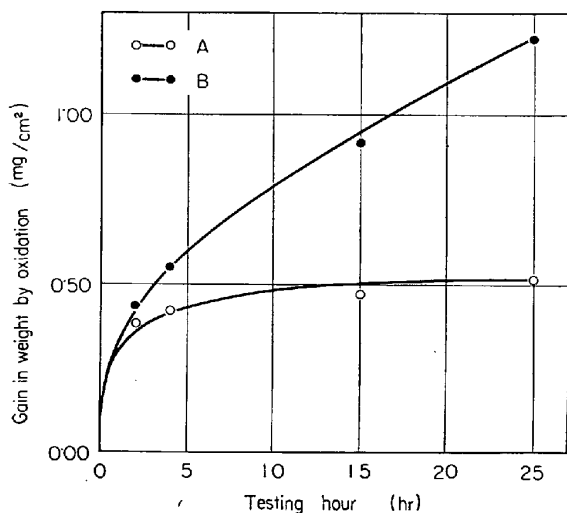


Fig. 3. Relations between gain in weight by oxidation and testing hour at 1250°C.

Table 5. Life value and gain in weight by oxidation of specimens.

Specimen	Life value U type 1300°C (cycle to rupture)	Grain in weight by oxidation 1250°C × 25hr (mg/cm² · hr)
A	397	0.0204
B	255	0.0487

4.2 機械的性質

Fig. 1 より抗張力、伸びおよび絞りは両溶解材にさほどの差は認められない。しかし、Fig. 2 に明らかなように靱性-脆性の遷移温度はエレクトロスラグ溶解材が 20°C であるのに対し、高周波溶解材では 45°C であり、両者に著しい差が生じた。遷移温度がエレクトロスラグ溶解の場合低温側にあることは鍛造、熱間圧延などが比較的困難な Fe-Cr-Al 系合金を加工する場合に高

周波溶解材にくらべ有利であることを示している。この相違については前述したようにエレクトロスラグ溶解材の結晶組織が緻密で均一で、清浄度も良好であることが、そのおもな原因と考えられる。

4.3 寿命値および酸化増量

寿命値では Table 5 により、エレクトロスラグ溶解材が 1.5 倍以上も長く、酸化増量も Table 5 および Fig. 3 よりエレクトロスラグ溶解材のほうが少ない。

Fig. 3 より明らかなようにエレクトロスラグ溶解材の酸化増量は 10hr 以上の酸化時間ではほぼ一定値に達しているが、高周波溶解材は 25hr の酸化時間でもなお増加の傾向を示している。これはエレクトロスラグ溶解材が高周波溶解材にくらべ、高温酸化時に試料の表面に緻密で剝離しにくい Al₂O₃ 被膜を生成するためであると考えられる。

5. 結 言

Fe-Cr-Al 系電熱材合金 (27Cr-7Al-0.45Ti) をエレクトロスラグ溶解法で溶製し、機械的性質および電熱材の諸特性を測定した結果、通常の高周波溶解材にくらべ寿命値および酸化増量試験結果が良好であり、また遷移温度が低温側に約 20°C 移行し、電熱材として優れた結果が得られた。

実験に当たつてご指導下さつた当社真殿常務および虎石研究所長に厚く感謝の意を表します。

文 献

- 1) A. F. TREGUBENKO and S. A. LEIBENZON: エレクトロスラグ再溶解法, (昭 39-5), 日ソ通信社
- 2) 真殿: 日本特許, No. 263047
- 3) 真殿: 日本特許公告, 昭 35-16201
- 4) A. C. WILLIAMS: J. Iron & Steel Inst (U. K.), (1964), p. 581

669.14.018.252.3
: 621.73.01:539.4

(284) 高速度鋼の組織および各種性質におよぼす鋼塊サイズ、鍛造比の影響

日立金属、安来工場
工博 新持喜一郎・清永欣吾・○渡辺力蔵
Effect of Ingot Size and Forging Ratio on the Structure and Various Properties of High Speed Steels

Dr. Kiichiro SHINJI, KINGO KIYONAGA
Rikizo WATANABE

1. 緒 言

高速度鋼の組織あるいは各種性質は鋼塊サイズや鍛造比などの熱間加工条件によつてきわめて大きな影響を受けるので、とくに太物高速度鋼の製造にあつては、これらの熱間加工条件と組織や性質との関係を熟知した上で鍛造方案を立てる必要がある。これまで熱間加工条件と組織や性質との関係については断片的には古くから研究されているが¹⁾²⁾、十分系統的に行なつた研究はあまりないようである。またこれまでの高速度鋼の組織評価は標準写真との比較や綫状炭化物集団の幅の測定など

Table 1. Size and composition of sample ingots.

Symbol	Mean area of traverse section (cm ²)	Chemical composition (%)				
		C	Cr	W	Mo	V
A 350	350	0.83	4.24	6.44	5.06	1.84
A 510	510	0.89	4.34	6.14	5.38	1.87
A 650	650					

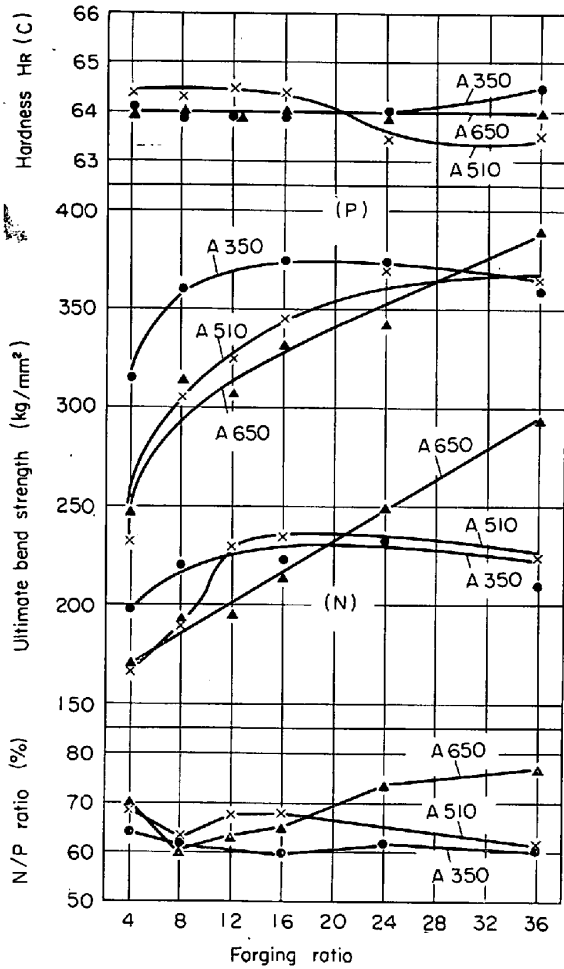


Fig. 1. Effect of ingot size and forging ratio on hardness, ultimate bend strength for two direction, P & N and N/P ratio.

によつて行なわれているが、いずれも実験的な裏づけのとぼしいことから、必ずしも評価の視点が一致していないために、現状ではしばしばトラブルが起こりがちである。本研究では組織や各種性質におよぼす鋼塊サイズと鍛造比の影響を調べると同時に、組織と性能の関係をあきらかにし、性能と密接な関連性をもつた組織の評価方法について検討した。

2. 試料および実験方法

Table 1 に示す Mo 系高速度鋼 SKH9 の平均断面積がそれぞれ 350, 510 および 650cm² の各鋼塊をそれぞれ 4, 8, 12, 16, 24, 36 の各鍛造比で丸棒に鍛造後焼鈍したものを実験試料とした。

各試料の中心部より 3×5×30 mm の試験片をそれぞれ 3, 5 あるいは 30 mm の辺が鍛造方向に平行になるような 3 方向 (それぞれ N, R, P とする) から削出し、すべて予熱 900°C×5 min, 焼入 1220°C×40 sec 油冷, 焼戻 560°C×1hr 空冷 2 回繰返る熱処理を施したのち抗折試験に供した。抗折試験は 10 t アムスラー引張試験機を用い、支点間距離 20 mm の中央 1 点荷重方式にて 3 mm の辺に平行に負荷し、破断時の荷重を測定して抗折力を算出した。抗折破断試験片によつてカタサを測定した。

切削試験は各試料の中心部より削出した 12×12×70 mm の試験片に予熱 900°C×10 min, 焼入 1220°C×2 min 油冷, 焼戻 560°C×1hr 空冷 2 回繰返る熱処理をほどこしたのち、17-5-10-0-45-45-1R なる刃先に仕上げたものをバイトとし、SNM9 調質材 (H_B 375) を被切削材として、切込/mm, 送り 0.5 mm/rev, 切削速度 18m/min なる条件で乾式連続旋削にて行なつた。

マイクロ組織は抗折試験の破断試験片をマトリックスが腐食されやすくなるように 700°C で焼戻したのち光学顕微鏡にて観察した。マイクロ組織の観察にあつて、1 次炭化物の偏在度の定量化を目的として個々の縞の中と隣接した縞の間隔を任意に選定した 60 視野につき測定した。

3. 実験結果および考察

Fig. 1 には各鋼塊の鍛造比と P および N 方向の抗折力、抗折力の N/P 比およびカタサとの関係を一括して示す。鋼塊サイズによらず、P, N 両方向の抗折力は鍛造比の増大にともない、はじめは増大するがやがて飽和に達する傾向がみられる。そして抗折力が飽和に達する鍛造比は鋼塊サイズの大きくなるほど大になつていく。抗折力における N/P 比は鋼塊サイズあるいは鍛造比によらずほぼ一定の 60~80% の値である。Fig. 1 では省略したが、R 方向の抗折力も N 方向のそれとほぼ同じ値で、したがつて R/P 比も N/P 比とほぼ同じ挙動を示した。カタサは各鋼塊とも鍛造比によつて大きな変化はしない。

Fig. 2 には切削試験結果を示す。切削寿命についても抗折力の場合と同様に鍛造比の増大にともない、はじめは切削寿命が増大するがやがて飽和に達し、その場合の鍛造比は鋼塊サイズの大きいものほど大きい。しかし切

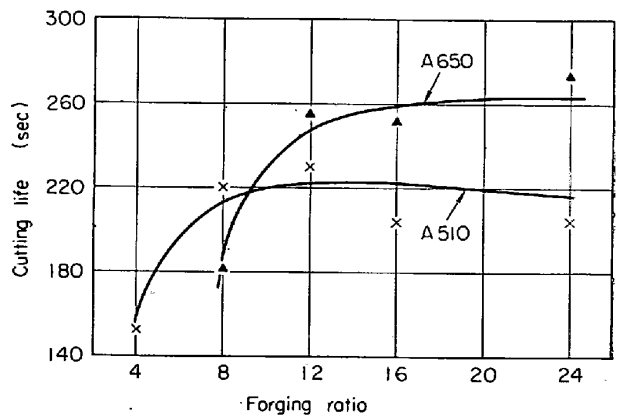


Fig. 2. Effect of ingot size and forging ratio on cutting life.

削寿命が飽和に達する鍛造比は抗折力が飽和に達する鍛造比より一般に小さい。これは本実験におけるような連続切削においては、刃欠けやチッピングが起こらないために十分な靱性があれば、それ以上の靱性はあまり切削寿命に影響をおよぼさないためと考えられる。

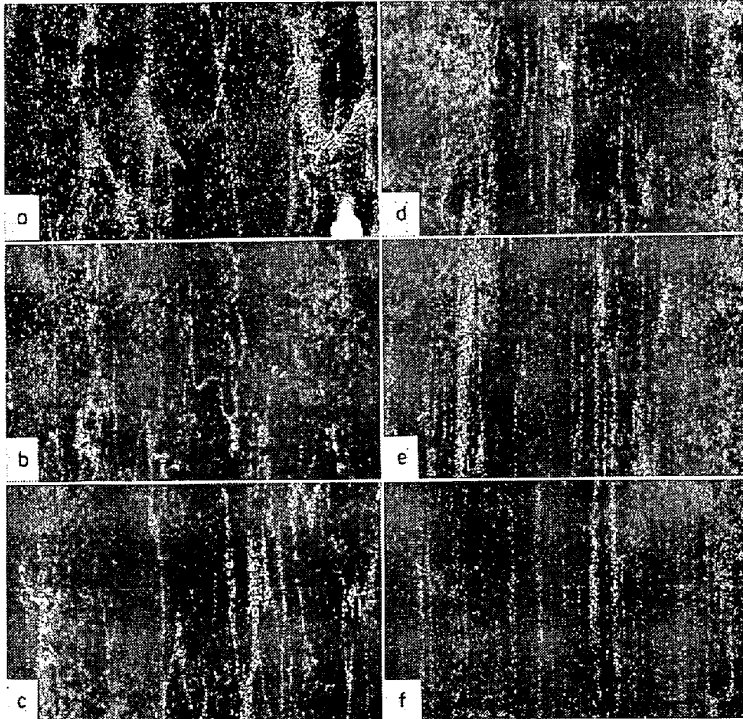


Photo. 1. Distribution of primary carbides of A650 at following forging ratio : (a) 4 (b) 8 (c) 12 (d) 16 (e) 24 (f) 36. $\times 100$ (4/7)

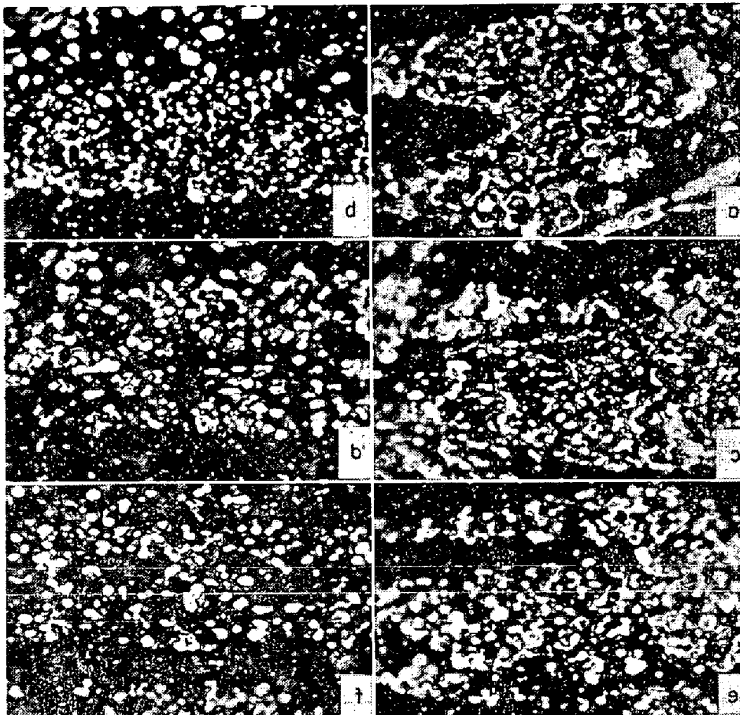


Photo. 2. Microstructure of carbide streaks of A650 at following forging ratio : (a) 4 (b) 8 (c) 12 (d) 16 (e) 24 (f) 36. $\times 1000$ (4/7)

Photo. 1 には A650 の鍛造比の変化にともなう 1 次炭化物分布の変化を示す。鍛造比が 4 程度では 1 次炭化物は鍛造時の net 状をまだはつきりとどめており、8~16 の鍛造比においてしだいに net 状から hook 状を経て streak 状に変化し、鍛造比 24 以上ではほぼ完全に streak 状になっている。このような変化の過程は他の鋼塊サイズにおいても同様にみられるが、鋼塊サイズが小さくなるにつれて上述の変化の過程は鍛造比の小さい方へ移行する傾向が認められた。これは鋼塊サイズが小さいほど、中心部における鍛造時の net が小であること、また同一の鍛造比でも中心部における鍛造効果が大であることなどに原因するものと考えられる。

Photo. 1 に示したような縞のマクロ的な分布形態が抗折力などの諸性質に直接影響するとすれば、それは縞幅とか縞間隔などの因子によつてとらえることができると思われる。Fig. 3 には各鋼塊の鍛造比の変化にともなう平均および最大縞幅と平均縞間隔を示す。ここで最大縞幅とは全測定値のうち大きい方から 10% までの測定値の平均を指している。Fig. 3 によると平均縞幅は鍛造比によつてほとんど変化せず、最大縞幅あるいは平均縞間隔はいずれも 8~12 の鍛造比で極小値を示している。これは鍛造が進むにつれて縞およびマトリックスが細く引き伸ばされ、一部の細かい縞はマトリックス中に分散消失して縞として判定されなくなると同時に、隣接した縞が合体して 1 本の縞になり、かえつて太くなるといった相反する過程をとるために起こるものと考えられる。いずれにしてもこのような縞幅とか縞間隔とかの縞の分布のマクロ的な因子と抗折力などの性質との間に単純な関係は認められない。

Photo. 2 には A650 の縞の部分の拡大写真を示す。鍛造比の増大にともない個々の炭化物の形状が連なつた複雑な形状から分離した球状に、また炭化物の密集度が密から粗へと変化している。この傾向は他の鋼塊についても同様である。このような変化はいずれも個々の炭化物内の応力集中度を緩和し、クラックの伝播を起りにくくする効果をもつものと考えられる。鍛造による抗折力などの性質の向上はこのような個々の炭化物の形状や密集度などの縞の内部のミクロ的な因子に直接影響され、縞のマクロ的な分布形態は副次的な影響しかおよぼさないと考えるのが妥当であろう。しかし縞のマクロ的な分布形態によつても、これを縞幅とか縞間隔とかの因子によつてとらえるのでなく、net 状から hook 状をへて streak 状に変化する過程の上でとらえれば、この過程は縞の内部のミクロ的な因子の変化の過程とよく対応しているので、間接的には評価が可能である。

4. 結 言

鍛造比の増大にともない抗折力や切削寿命ははじめ増大しやがて飽和に達する傾向があり、飽和に達する鍛造比は鋼塊サイズの大きくなるほど大である。このような鍛造による諸性質の変化は直接に

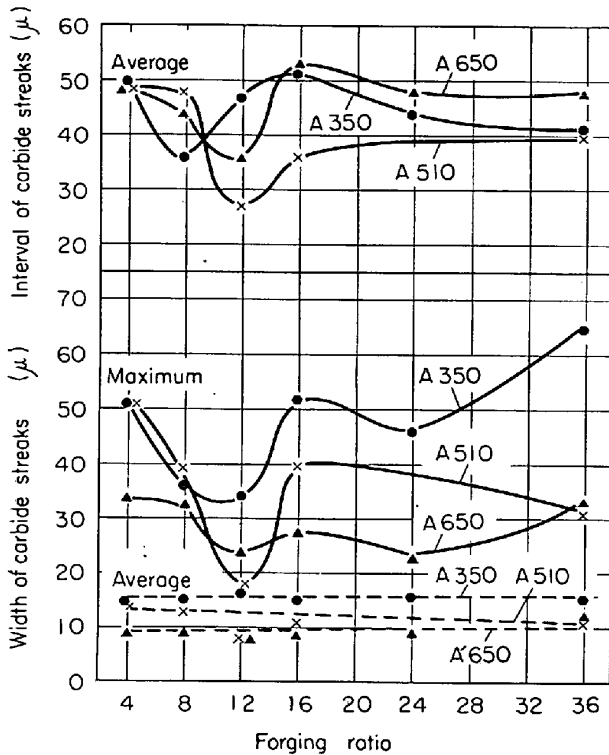


Fig. 3. Relationship between width or interval of carbide streaks and ingot size or forging ratio.

は1次炭化物の縞の内部の個々の炭化物の形状や密集度などの縞のミクロ的な因子に関するものと考えられるが、間接的にはnet状からhook状をへてstreak状にいたる縞のマクロ的な分布形態の変化の過程の上で評価することが可能である。

文 献

- 1) 小柴: 高速度鋼, (1950), p. 9, [誠文堂新光社]
- 2) A. RANDAK, J. KURZEJA and H. G. JENTGES: Arch. Eisenhüttenw., 36 (1965) 10, p. 725

冷間鍛造用型としての高速度鋼の熱処理について*

大和精工 ○杉山道生

名古屋工業大学、工博 古沢浩一

On the Heat-Treatment of High-Speed Steel for Press Tools

Michio SUGIYAMA and Dr. Koichi FURUSAWA

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

Specimen		C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Application
Remark	Specification								
A	SKH 9 5 mm φ Centerless grind	0.83	0.29	0.28	4.25	6.30	5.05	1.94	Hardness and bending test
B	SKH 9 17 mm φ Rolled bar	0.81	0.31	0.32	4.24	6.21	4.97	1.92	Impact test

* 昭和41年6月東海支部講演会にて発表 昭和41年12月26日受付

1. 結 言

冷間鍛造法は近年著しく発達し、それに伴って被加工材の成分範囲が広まり、また形状が複雑になるにしたがつて加工が苛酷になりそのため従来の高C-高Cr鋼にかわつて高速度鋼が金型に広く用いられるようになってきた。高速度鋼はいづまでもなく、切削工具鋼として開発されたものであるから切れ味、赤熱硬さ、耐磨耗に主眼がおかれて熱処理条件が決められ、また研究されてきた。したがつてこれを型用鋼として使う場合の熱処理などについては不明な点が多い。この点に着目し最近2, 3^{1)~4)}の研究が行なわれてはいるが、最適な熱処理条件を決める資料としてはまだ不十分である。著者らは以上の理由で、靱性がすぐれているといわれている低温焼入れを含めて、広い範囲の焼入れ、焼戻しの条件が抗折力、衝撃値などにおよぼす影響、繰返し焼戻し、サブゼロ処理の効果などについて調べた。

2. 実験方法

2.1 試験片

Table 1の化学成分を有するJIS-SKH9を用い硬さおよび抗折試験用試験片として、センタレス加工により表面の欠陥を除いたものを、長さ70mmに切断して用いた。衝撃試験には直径17mmの鍛伸材に機械加工と熱処理を行ない、最後に0.2mm研摩して所定の寸法にしたものを用いた。

2.2 熱処理方法

焼入れ加熱には中性塩を用い、300°C、600°Cおよび900°Cの段階予熱を行なつた後、所定の焼入れ温度で45sec(抗折試験片)もしくは3min(衝撃試験片)加熱した。冷却は200°Cに保持した塩浴中で行ない、また一部は恒温焼入れ温度の影響を調べるため570°Cでも行なつた。焼戻しは流気式焼戻し炉で各1hr行ない、その後表面を十分に清浄にしたものを試料として使用した。

2.3 機械的性質

抗折試験にはスパン50mmの試験片を用いこれに中央集中荷重を加え、最大破断荷重を曲げ強さとして求めた。抗折試験で破壊した試料を樹脂に埋没し、破断面を研摩して硬さの測定を行なつた。衝撃試験は5kg·mシャルピー試験機により、JIS3号試験片を使用して行なつた。さらにこれら試験に供した試料の顕微鏡組織も調べてみた。

3. 実験結果および考察

3.1 焼入れ、焼戻しによる機械的性質の変化

1,020~1,240°Cの各温度で焼入れして、これを240~640°Cで焼戻したものの硬さおよび曲げ強さをFig. 1に示す。硬さは240°Cの焼戻しで急激に低下し320