

669. 14. 018. 252. 3: 539. 55: 539. 538
: 621. 785. 616.

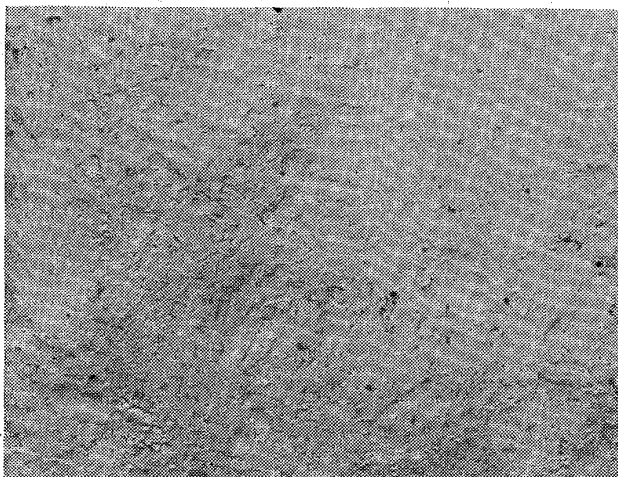


Photo. 2. Steel G. 1300°×90 sec, aging 600°
×1 hr×4 H_{RC} 17.8. ×6000 (4/9)

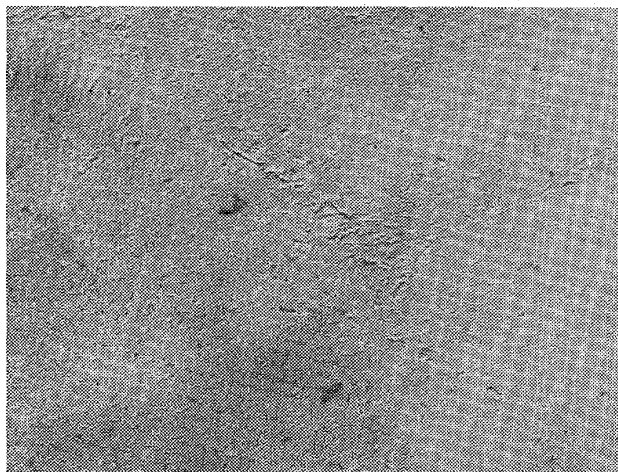


Photo. 3. Steel G. 1300°×90 sec. Cold work
50.6% aging 550°×1 hr H_{RC} 65.7.
×6000 (4/9)

も H_{RC} 65.7 という高い値を示す。またこの場合の析出物の大きさはかなり細く、0.05~0.1μ程度と推定される。

以上の結果からは今のところ、なぜ steel G が溶体化処理のまま時効させてもほとんど硬化しないが、加工後時効することによって著しく硬化するのか良くわからない。しかしながら定性的には次のごとく考察した。すなわち steel G はオーステナイト相が非常に安定で、単なる時効だけでは容易には析出しない。しかし加工を加えるとオーステナイトでは積層欠陥が著しく増加する。一方本鋼の析出物⁶相は六方晶の結晶構造³⁾であり、他方積層欠陥も六方格子の構造を有しておる。そのために加工したものは⁶相の核形成において、界面エネルギーの増加が非常に少なくすみ、しかも加熱によつて溶質原子が積層欠陥部に偏析しやすい両方の効果の合成作用によつて、加工後の時効によつて析出が容易になるためと考える。

4. 総括

析出硬化鋼で組成がほぼ同じでありながら、一方は単なる時効のみによつて著しく硬化するのに対して、他方

はほとんど硬化しない2種類がある。しかし後者も溶体化処理後 30% 以上の冷間加工を施してから時効せしめると著しく硬化し、最高 H_{RC} 66 程度まで硬化させることができた。電子顕微鏡組織から観察すると、加工によつて析出が促進され、かつ析出物が著しく微細であるのが認められた。

文 献

- 1) Von W. KÖSTER & W. TONN: Arch. Eisenhüttenw, 5 (1932) 8, p. 431
- 2) 矢島, 古沢, 浅田, 小林: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 564
- 3) Von W. KÖSTER: Arch. Eisenhüttenw, 6 (1932) 1, p. 17

(144) 高速度鋼の低温焼入における靱性およびその他の性質について

(高速度鋼の靱性に関する研究—II)

日立金属工業, 安来工場

工博 新持喜一郎・清永欣吾・○渡辺力蔵

Toughness and Other Properties of High Speed Steel in Low-Temperature Quenching.

(Studies on the toughness of high speed steels — I)

Dr. Kiichiro SHINJI, Kingo KIYONAGA
and Rikizo WATANABE.

1. 緒言

近時作業の高速化にとともに、冷間衝撃加工用型材に対する靱性および耐摩耗性の要求はますます厳しくなり、従来の冷間ダイス鋼ではその要求が十分満足されない状況がしばしば生じ、そのような場合、高靱性の高速度鋼を冷間衝撃加工用型材として使用する傾向が一般的になりつつある。前報¹⁾では、高速度鋼を切削工具として使用する場合を対象とした熱処理と靱性の関係について報告したが、本報では、高速度鋼を冷間衝撃加工用型材として使用することを目的とした熱処理と靱性およびその他の性質について報告する。

高速度鋼を切削工具として使用する場合は、高い赤熱硬度を要求されるため、その熱処理は比較的高温で焼入し、2次硬度を示す 500~600°C の範囲の高温で焼入が行なわれるのが普通であるが、冷間衝撃加工用型材としては、赤熱硬度は重要でなく、靱性と耐摩耗性が重要となるため、その熱処理条件も別途に検討する必要がある。

一般に高速度鋼は焼入温度が低いほど、同一焼入温度に対する靱性が大きくなるが、一方焼入温度が低い場合、未溶解炭化物が多くなり、耐摩耗性も上昇するのではないかと期待される。また冷間衝撃加工用型材としては、焼入温度を高くとる必要がないので、500°C 以下の低温焼入での靱性および耐摩耗性についても検討する必要がある。P. PAYSON はこのような主旨のもとに、低温焼入低温焼入処理における高速度鋼の靱性について多

Table 1. Chemical composition of specimens. (%)

Specimen	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V
13mm ϕ forged bar	0.88	0.22	0.32	4.15	6.80	5.15	1.95
17mm ϕ forged bar	0.88	0.30	0.40	4.04	6.37	4.85	1.98
19mm ϕ rolled bar	0.86	0.24	0.25	4.32	6.44	5.05	1.85

少調べているが²⁾、十分系統的に調査したデータはまだ公表されていないようである。

本研究では、特に靱性が大きく、しかも耐摩耗性のよい高速度鋼として SKH9 をとりあげ、比較的低い種々の焼入温度で焼入れた場合の、種々の焼戻温度に対する靱性および耐摩耗性その他について系統的に検討した。

2. 実験方法

2.1 試料

試料は SKH9 の 13mm ϕ および 17mm ϕ 鍛伸材と、19mm ϕ 圧延材を 850°C で焼鈍したものから削出した。試料の化学成分を Table 1 に示す。

2.2 熱処理硬度

13mm ϕ 鍛伸材から削出した 10mm ϕ × 10mm の試験片により、焼入温度および焼戻温度と硬度の関係を求めた。焼入は 900~1250°C の各温度で 12min 保持後油冷し、焼戻は各温度で 1hr 保持後空冷する操作を 2 回繰返した。ただし焼入保持時間は炭化物固溶の平衡状態で試験を行なうために試験片厚 1 in. に対し約 30 min の浸漬時間を採用したもので、抗折試験片、シャルピー試験片についても同様の考え方による浸漬時間を採用した。

2.3 静的曲げ試験

13mm ϕ 鍛伸材を 2 つ割して 5mm ϕ × 70mm の形状にセンターレス仕上し、熱処理を施した。焼入は各温度で 6min 保持後油冷し、焼戻は各温度で 1hr 保持後空冷する操作を 2 回繰返した。熱処理温度は前節の熱処理試験から、HRC 60 以上の硬度のものを対象とした。試験方法は支点間距離を 50mm とし、その中央部に静的に荷重を加え、試験片が破断するまでの荷重とたわみ量との関係を求めた。加圧は 10 t のアムスラー引張試験機によつて行なつた。試験後破断試験片の側面を両側から 0.5mm ずつ平行研削して硬度を測定した。

2.4 シャルピー衝撃試験

13mm ϕ 鍛伸材から 10.5mm ϕ × 55mm の試験片を削出し、熱処理を行なつた。焼入は各温度に 12min 保持後油冷し、焼戻は各温度で 1hr 保持後空冷する操作を 2 回繰返した。焼戻後各試験片を平行研削によつて 10mm ϕ に仕上げ、中央部に半径 10mm、深さ 2 mm のノッチを研削によつてつけてシャルピー衝撃試験に供した。

2.5 摩耗試験

19mm ϕ 圧延材より 10.5mm ϕ × 60mm の試験片を削出し、熱処理を施した。焼入は 1220°C および 1125°C に 2min 保持後油冷し、焼戻は各温度で 1hr 保持後空冷する操作を 2 回繰返した。焼戻後 10mm ϕ に平

行研削し、さらにエメリー紙で仕上げた。試験は大越式迅速摩耗試験機を用い、摩耗リングには SKD 11 熱処理材 (HRC 63.8~64.2) を使用した。試験条件は摩擦距離 400m、摩擦速度 0.5/m/sec、最終荷重 6.8kg、面圧約 1.5 kg/mm² とし、乾式で行なつた。

2.6 圧縮試験

17mm ϕ 鍛伸材より試験片を削出し、30 t アムスラー万能試験機を用いて、各種熱処理に対する圧縮特性を調べた。

3. 実験結果

3.1 熱処理硬度

Fig. 1 に示すように、焼入硬度は 900~1175°C までの焼入温度では、焼入温度の上昇にともなつて増大するが、1175°C 付近で極大値に達し、それ以上の焼入温度では残留オーステナイトが増加するため、かえつて減少する。

焼戻硬度については、焼入温度が低くなるにつれて総合的に硬度が低下し、焼戻最高硬度も低くなる。また焼入温度が低くなると 2 次硬化の度合いが減少し、1000°C 以下の焼入温度では、ほとんど 2 次硬化を示さない。

3.2 静的曲げ試験

Fig. 2 に示すように抗折力およびたわみは、同一焼戻温度に対しては、焼入温度の低い方が大きい。いずれの焼入温度の場合も、550~600°C 程度の焼戻で抗折力およびたわみが急激に増大している。しかし 1125°C 程度の比較的低い温度で焼入れたものは、300°C 付近の焼戻温度で抗折力およびたわみが極大を示すのに対し、1175°C および 1200°C の比較的高温で焼入れたものはこの付近の焼戻温度で極大を示さない。1125°C 焼入のものは 300°C 付近の焼戻で、破断前にかんがりの塑性たわみを示すのに対し、1200°C 焼入のものはこの付近の焼戻温度で脆性破断を示す。しかし 1125°C 焼入のものが、300°C 付近の焼戻温度で特に降伏点が下がるという現象は見受けられなかつた。

3.3 シャルピー衝撃試験

Fig. 3 に示すように、シャルピー衝撃値も静的曲げ試験の結果と同様に、同一焼戻温度に対しては、焼入温

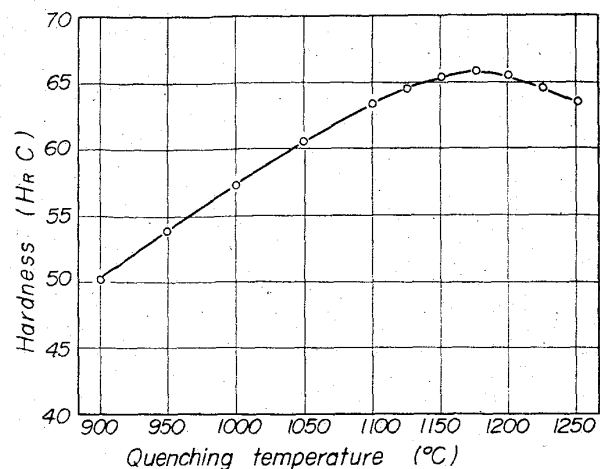


Fig. 1. As-quenched hardness of 13 mm ϕ forged bar as a function of quenching temperature.

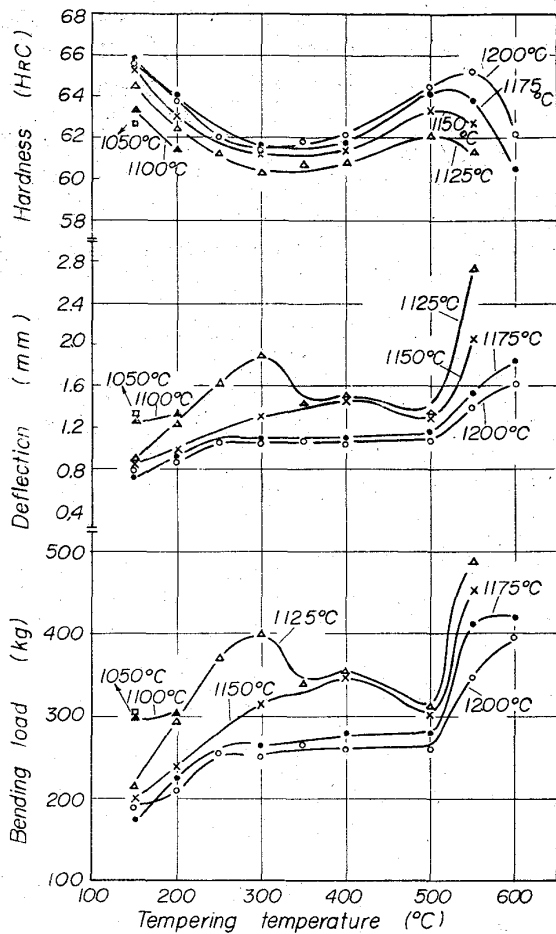


Fig. 2. Effect of tempering temperature on the bending load, deflection and hardness of 13 mm ϕ forged bar after oil quenching from indicated temperature.

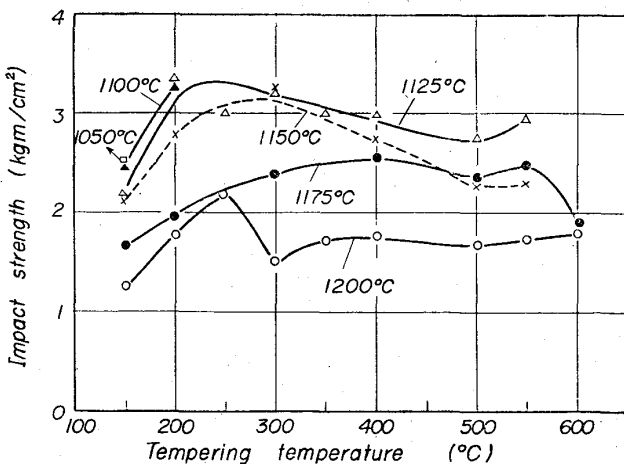


Fig. 3. Effect of tempering temperature on the C-notch Charpy impact strength of 13 mm ϕ forged bar after oil quenching from indicated temperature.

度が低いほど衝撃値が大きくなるが、焼戻温度に対する衝撃値の変化の状況は静的曲げ試験の場合と多少異なる

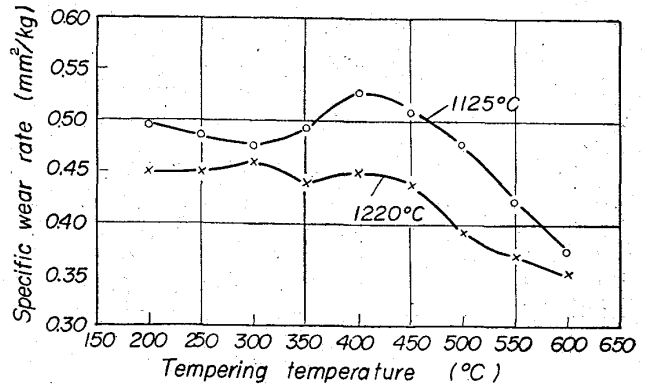


Fig. 4. Effect of tempering temperature on the specific wear rate of 19 mm ϕ rolled bar after oil quenching from indicated temperature.

ている。すなわち 550~600°C の焼戻温度でも衝撃値はほとんど増大せず、一方 500°C 以下の焼戻温度では、いずれの焼入温度の場合も、200~400°C の焼戻温度で極大値を示す。このように、応力のかかる速度が異なることにより、試験結果から得られる靱性値も多少変わってくる。

3.4 摩耗試験

Fig. 4 に示すように、予期に反して焼入温度の高いものの方が耐摩耗性が良かった。摩耗試験の結果は、相手材や試験条件が異なるとかなり異なってくることも考えられるが、本実験の場合のような条件では、未溶解炭化物の量のみでなく、基質そのものの性質も耐摩耗性にかなり影響を持つことがわかる。しかし 1125°C の低温焼入のものでも SKD 1, SKD 11 に比べて耐摩耗性ははるかによい。

3.5 圧縮試験

0.2% 圧縮耐力の熱処理による変化は、焼入焼戻硬度の変化ときわめて相似した結果を示した。すなわち、同一焼戻温度に対しては、焼入温度が高いほど圧縮耐力も高く、また各焼入温度に対して、550°C 付近の二次硬度を示す焼戻温度で圧縮耐力も極大を示した。

4. 結 言

高速度鋼 SKH 9 の低温焼入における靱性およびその他の性質について試験した結果を要約するとつぎのようになる。

(1) 焼入硬度は 1175°C 焼入で極大を示し、それ以上の焼入温度ではかえって減少する。焼入焼戻硬度の最高値は焼入温度が低いほど小さく、1000°C 以下の焼入温度が低いほど二次硬化を示さない。

(2) 静的曲げ試験の結果では、一般に焼入温度が低いほど同一焼戻温度における抗折力およびたわみは大きくなる。600°C 程度までの焼戻温度では、各焼入温度に対して、550~600°C の焼戻温度で抗折力およびたわみが最大になる。

(3) シャルピー衝撃試験結果でも、一般に焼入温度が低いほど同一焼戻温度に対する衝撃値は大きくなる。しかし静的曲げ試験の場合と異なり、550~600°C 焼戻でも衝撃値は増大しない。600°C 程度までの焼戻温度では、各焼入温度に対して、200~400°C の間で衝撃値が

669.14.018.292 : 669.141.241.2 : 669.293
 : 669.292 : 539.4

最大になる。

(4) 大越式摩耗試験結果では、高温焼入のものの方が低温焼入のものより耐摩耗性は良かったが、低温焼入のものでも SKD 1, SKD 11 に比べはるかに耐摩耗性が良い。

(5) 圧縮試験の結果では、圧縮耐力の熱処理による変化は、焼入焼戻硬度の変化ときわめて相似している。

文 献

- 1) 新持, 清永, 奥野: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 678
- 2) P. PAYSON: The Metallurgy of Tool Steels, (1962) p. 205, John Wiley & Sons, Inc.

(145) 非調質高降伏点鋼の 2, 3 の性質について

トピー工業, 東京製造所
 豊島 陽三・福田 栄一・石田 徹
 和野 裕・桑島 英明

Study on Some Properties of Non-heat-Treated Type High Yield Strength Steel.

Yōzō TOYOSHIMA, Eiichi FUKUDA
 Tōru ISHIDA, Yutaka WANO
 and Hideaki KUWAZIMA.

1. 緒 言

最近の非調質型の高張力鋼は、引張強さよりも降伏点に主眼をおき、いわゆる高降伏点鋼として取り扱われている。非調質の高降伏点鋼には、主として Nb および V を少量添加したいわゆる析出硬化型の鋼が、主としてセミキルド鋼として製造されている。本報告は、これら Nb または V を少量添加したアルミニウムキルド鋼について、肉厚、および圧延終了温度がその強さにおよぼす影響について述べたものである。

2. 供試材および試験方法

試料は塩基性 5t または 10t の電弧炉で溶製した。Al は炉中に約 0.5kg/t 加え Nb は取鍋中に溶湯 (1600°C 以上) が約 1/3 に達したときに添加し、また V は出鋼直前炉中に添加した。鋼塊は 200kg または 400kg 型とし、肉厚の異なる寸法に圧延し、供試材とした。Table 1 は供試材の化学成分を示したものである。

試料の準備は通常の圧延温度と故意に温度を低下させ

たものについて行ない、圧延終了後は冷却台上で放冷した。なお、圧延温度は最終寸法までの延伸比が 2 になる孔型直前で低下させた。

3. 試験結果

3.1 V 鋼の強さにおよぼす肉厚、および圧延温度の影響

Fig. 1 に V 鋼 (No. 1) の圧延寸法別試験結果を示す。Fig. 1 によれば、厚さが減少するほど降伏点 (降伏比) が著しく増大し、一方伸の減少はわずかである。厚みが薄くなれば圧延温度も自然に低くなりがちであるが 25~13mm の範囲ではほとんど変化がない。したがって、肉厚が異なることによる圧延後の冷却速度の差、および加工比の両者が性質変化の原因と思われるが、(後者については加工比 6 以上になれば、シャルピー値をのぞいて強さにはあまり大きな影響がないことを確認している) 前者の影響が支配的ではないかと考えられ

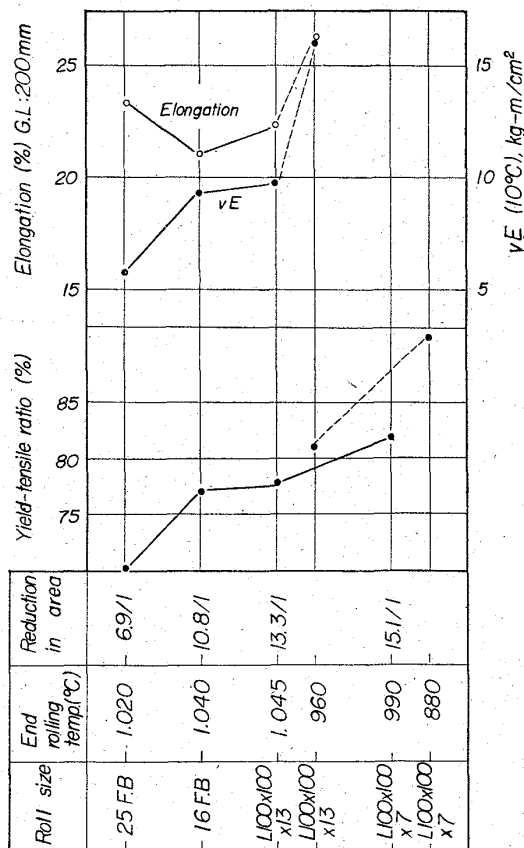


Fig. 1. Mechanical properties of No. 1 steel.

Table 1. Chemical composition of samples.

Sample No.	Alloying element	C	Si	Mn	P	S	V	Nb
1	V	0.10	0.19	0.98	0.010	0.020	0.114	—
2	Nb	0.17	0.17	0.68	0.012	0.012	—	0.040
3	〃	0.19	0.15	0.74	0.015	0.014	—	0.032
4	〃	0.18	0.22	0.72	0.013	0.017	—	0.017
5	〃	0.11	0.15	0.84	0.007	0.016	—	0.037
6	〃	0.14	0.19	0.79	0.009	0.015	—	0.038
7	〃	0.11	0.19	1.02	0.012	0.013	—	0.036
8	〃	0.14	0.23	1.36	0.010	0.012	—	0.027
9	〃	0.11	0.37	1.05	0.010	0.009	—	0.027
10	〃	0.16	0.39	1.00	0.013	0.007	—	0.031