

669.14.018.252.3-157.8:621.785.78
 :620.178.152.42:620.186:620.187

(143) 析出硬化鋼の時効硬度および組織におよぼす加工の影響

(析出硬化型高速度鋼の研究-I)

名古屋工業大学

工博○矢島悦次郎・工博 古沢 浩一

理 研 製 鋼 小 林 実

Effect of Working on the Hardness and the Micro-Structure of Precipitation Hardening Steels.

(On the precipitation hardening high speed steels-I)

Dr. Etsujiro YAJIMA, Dr. Kōichi FURUSAWA and Minoru KOBAYASHI.

1. 緒 言

著者らは先に Fe-W-Co 系¹⁾を基にして、C を含まない析出硬化型高速度鋼について一連の研究²⁾を行なってきたが、それらの試料の中で組成が類似しておるにもかかわらず、一方は溶体化処理後の時効によつて著しく硬化するのに対して、他の一つは溶体化処理後の硬度も低く H_RC15~20 程度で、しかもそのまま時効加熱しても全く硬化しないが、溶体化処理後常温で冷間加工を施してから時効加熱を行なうと、H_RC60~66 という著しい硬化を示した。溶体化処理後の加工によつて、時効後の硬度が若干向上するとか、あるいは時効速度が幾分促進される例はしばしば見られるが、このような著しい硬化現象は珍らしく、しかもオースフェーミング鋼のような高温加工という技術的困難を伴わないので、高強度鋼の基礎的研究としても興味がある。今回は硬度と光学および電子顕微鏡組織について行なつた実験結果について報告する。

2. 試料および実験方法

試料の分析値は Table 1 のごとくで、50kVA 真空溶解炉で溶製して、7~9kg の鋼塊に铸造した。この中 steel I は単なる時効だけで硬化するものであるが、steel G は常温加工後時効することによつてのみ硬化するものである。

試料としては焼鈍鍛造後 1×1cm 角の棒に機械仕上げし、これを適当に切断して用いた。そしていずれも 900°×2hr 加熱後徐冷して実験に供した。溶体化加熱は 900°×20min 予熱後塩浴炉に浸して、所定の温度に加熱した。また時効処理は各温度に 1hr 保持後空冷し、冷間加工は実験室用圧延ロールで行なつた。硬度は荷重 150 kg の下で、Rockwell C 硬度で測定し、顕微鏡組織のための腐食は、溶体化したままのものは混酸、時効したものは Nital を使用した。

3. 実験結果

3.1 溶体化処理した試料

Table 1. Chemical composition of specimens. (in wt.%)

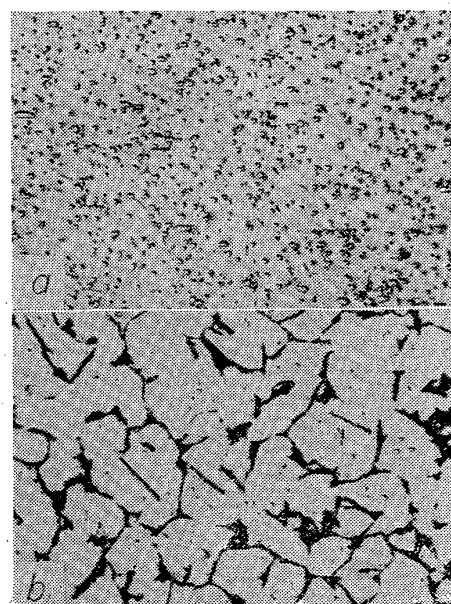
Steel No.	C	Si	Mn	Cr	W	Co	V
G	0.05	0.19	0.03	4.35	16.22	27.84	1.95
I	0.05	0.18	0.03	4.09	15.98	24.40	2.56

焼鈍硬度は steel G は H_RC 37.8, steel I は 41.9 で、いずれも金属間化合物固溶体 α 相が、基地の α 相の中に一樣に分布した組織である。溶体化処理条件としては、1250°, 1275°, 1300° および 1375°, 保持時間は 30, 60, 90 および 120 sec で油冷した。溶体化処理後の硬度は、steel I は H_RC 40~44 に対して、steel G は著しく低くて H_RC 12~16 程度で、焼鈍硬度よりかなり低い。そして両試料ともに温度の高いほど、また保持時間の長いほど幾分硬度が低下する。またこの場合の光学顕微鏡組織は、両試料ともほとんど同じで、Photo. 1 に示すごとく、低温短時間側では (a) のように細い化合物粒子が残存して一樣に分布しているが、高温長時間側では (b) のごとく、残存化合物粒子の数は急減し、別に粒界に異相が現われているのが見られた。

3.2 加工を施さないで時効した結果

時効処理条件としては、いずれの場合も 550°, 600°, 650°, 700°, 750°, および 800°C に 1hr 保持後空冷し、一部については繰返時効も行なつた。本鋼は前報²⁾でも述べたごとく、400°C まではほとんど硬化せず、それ以後急激に硬化する。Fig. 1 は steel I を 1250°C, steel G を 1325°C で溶体化した後、そのまま時効した場合で、他の溶体化処理条件の場合も、ほぼ同様の変化を示す。すなわちこの図に見るごとく、steel I は、この時効処理によつて著しく硬化し、最高硬度を示す温度は、高速度鋼の場合よりも約 50°C 高い 600°C で、その硬度は H_RC 65~66 に達した。また 600°C の繰返時効については、溶体化処理温度の低い場合は、繰返しによつて若干硬度低下するが、溶体化処理温度の高い場合は、5回まで繰返しても、ほとんど硬度低下は起こらなかつた。

次に steel G は Fig. 1 に見られるごとく、溶体化処理したままでは、時効加熱によつても硬化せず、多少のバラツキはあるが、800°C まで加熱してもせいぜい



a) 1325°×30 sec.....H_RC 16.3
 b) 1325°×120 sec.....H_RC 14.4

Photo. 1. Microstructure of as solution.

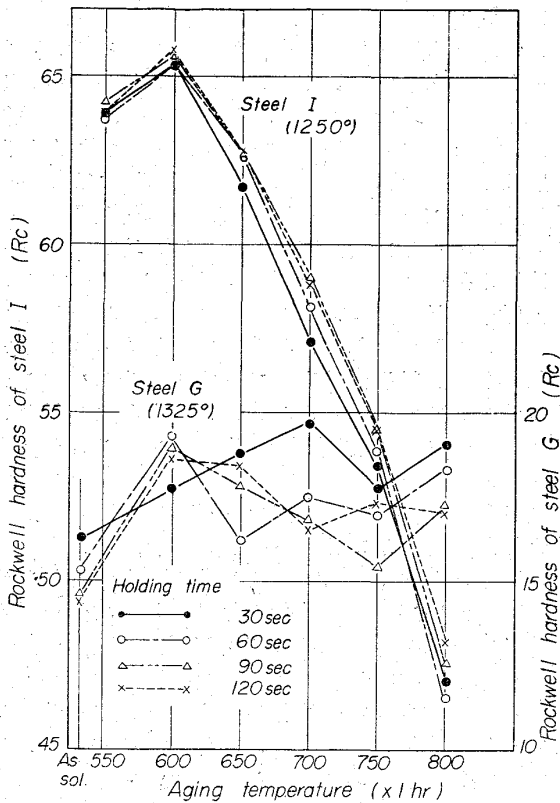


Fig. 1. Effect of aging temperature on hardness.

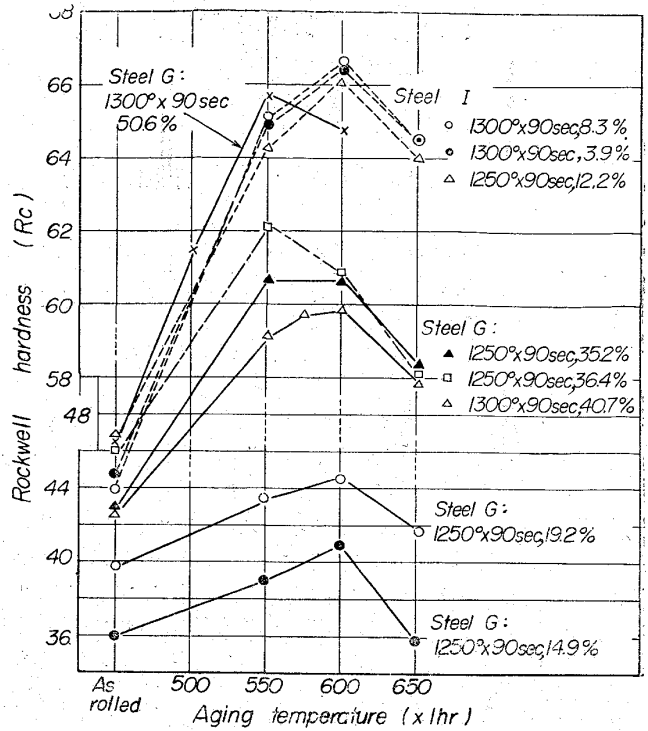


Fig. 2. Effect of aging temperature on hardness. (cold-worked)

H_RC 20 以下程度に過ぎない。またこの場合の光学顕微鏡組織もほとんど変化なく、Photo. 1 の場合と変わらない。これに対して steel I は 600°C×1hr 時効によつて、微細ε相が一樣に析出するために、様相は全く一変してゐる。なお steel I の過時効に対する溶体化処理温度の影響を見ると、1275° と 1300°C のものが軟化抵抗性が高く、650°C 時効でもなお H_RC 63 程度の硬度を保持してゐる。

3.3 冷間加工を施した後時効した結果

溶体化処理後の加工は、steel I は十数%までの加工は比較的容易であるが、それ以上はやや困難である。steel G は 50% 位までの加工はきわめて容易であり、それ以上の加工も困難ではないが、両側の耳の部分にひび割れが出てくる。しかし加工度 100%の加工も十分に行ない得る。加工による硬度変化としては、steel I は加工度の影響はあまり大きくないが、steel G は加工度の増加につれてかなり硬化し、40% 程度の加工で H_RC 45 程度に達す。

Fig. 2 は溶体化処理後冷間加工を施してから、各温度に 1hr 時効を行なつた場合の硬度変化である。図に見るごとく steel I は、冷間加工を施さずに時効した場合に比べて、最高の時効硬度は H_RC で精々 1.0~1.5 程度しか高くなつておらないが、ただ軟化抵抗性がやや大きく、650°C 時効でもなお H_RC 64.0~64.5 の高い硬度を維持してゐる。

次に steel G は、この図に見るごとく時効によつて今度は著しく硬化し、50%の冷間加工を施してから時効したものは、550°C 時効で最高値の H_RC 65.7 という

高い値を示してあり、加工を加えない場合の時効硬度 H_RC 16~20 に比べると非常に大きな相違である。ただ最高の時効硬度を示す温度は、steel I よりも約 50°C 低く 550°C である、また steel G の加工度の影響は図に見るごとく、20%以下ではその効果は比較的小さいが、35%以上になるとその効果が著しく、時効後の硬度が H_RC 60 以上に上昇する。一般的にいつて加工度の高いほど、また溶体化処理温度の低いほうが加工後の時効による硬化が大きい。steel G の光学顕微鏡組織は、加工を加えただけでは前に示した溶体化処理のままのものとほとんど変わらないが、これを時効せしめると、steel I の場合と同様である。

3.4 電子顕微鏡組織

電子顕微鏡組織は 50 kV 直接倍率 2000 倍で撮影した。steel I を溶体化処理したままのものは、均一の基地にわずかの残存ε化合物が点在した組織であるが、これを 600°C×1hr 時効したものは、前述の基地全面に微細析出物が一樣に分散してゐるのが見られる。steel I を溶体化処理後加工を施したままの組織は、溶体化したままと大して変わらないが、これを時効したものは加工を加えない場合に比べると、析出物はやや細くしかも均一に分布してゐる。

次に steel G を溶体化処理したままの組織は、steel I と全く同様である。これに加工を施さずに 600°C×1hr の時効処理を 4 回繰返した場合の電子顕微鏡組織は Photo. 2 に示すごとくで、溶体化処理したままとほとんど変わらず、またなんらの析出物も認められず、硬度も著しく低い。これに 50% 程度の冷間加工を加えても、組織的にはほとんど変化は認められない。しかしこれを 550°C×1hr 時効せしめた組織は Photo. 3 に示すごとくで、基地に微細析出物が一樣に分散しており、硬度

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

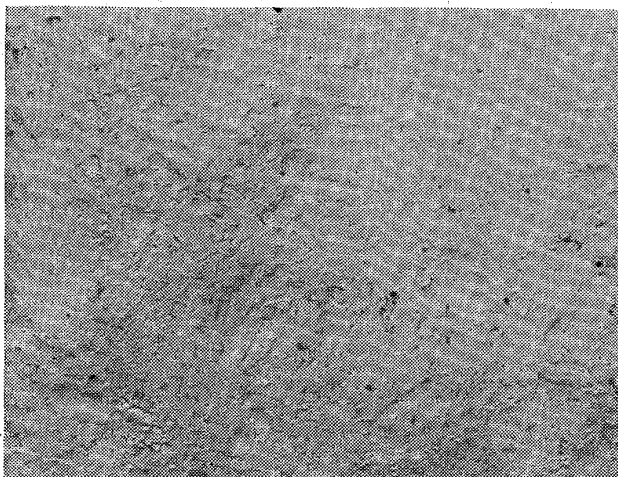


Photo. 2. Steel G. 1300°×90 sec, aging 600°
×1 hr×4 H_RC 17.8. ×6000 (4/9)

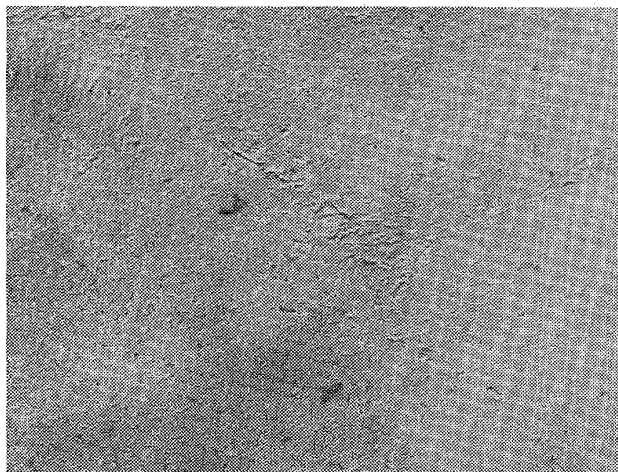


Photo. 3. Steel G. 1300°×90 sec. Cold work
50.6% aging 550°×1 hr H_RC 65.7.
×6000 (4/9)

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