

ブルーイング温度が高くなるにつれてレラクセーションが大きくなる傾向を示している。80B-1と80B-2はほぼ等しいレラクセーションを示しているが、これはAlおよびN含有量がほぼ同じで固溶N量が等しいことに起因していると考えられる。Fig. 4はブルーイング処理をした試料について、室温での引張り強さの75%の初応力をかけたときの高温での10hr後のレラクセーションと固溶N量の関係および80Aと80Bとの間の相対的なレラクセーションを示す。約120°Cで80Aと80Bはほぼ同じレラクセーションを示し、それ以下の温度では固溶N量のより多い80Aが固溶N量の少ない80Bよりもレラクセーションは小さくなっている。約120°C以上では固溶N量がレラクセーションにおよぼす影響は明らかではない。相対的なレラクセーションから試験温度が高くなるほど80Aと80Bが等しくなっていく傾向がわかる。

以上のように室温～約120°Cの温度範囲ではブルーイング後の10hrのレラクセーションは固溶N量のより多いと考えられるA材が固溶N量の少ないと考えられるB材に比べて小さい結果を得たが、これは0.6%C鋼、0.8%C鋼ともにそれぞれAlおよびN以外の化学成分、実験条件、機械的性質などがほぼ同じであるので、AlおよびN含有量の相違による固溶N量の相違がレラクセーションに影響したと考えられる。すなわち固溶N量が多いとブルーイングによる可動転位数の減少が大きいためレラクセーションが小さいと考えられる。約120°C以上で固溶N量の影響がレラクセーションに現われなかつたのは、微細析出していたNitrideが凝集して転位の運動に対して大きな障害として働かなかつたことに起因すると考えられる。通常200°C以下の温度ではNitrideの凝集は起こらないといわれているが、レラクセーション試験片にはすでにブルーイングが施されていること、高応力のかかつた状態に長時間保持されていることなどを考慮すれば凝集の起こる可能性はあると考えられる。

#### 4. 結 言

AlおよびN含有量のことなる高炭素鋼を用いて鋼中の窒素が鋼線の性質におよぼす影響について検討し次の結論を得た。

- (1) 伸線時の試料の温度上昇が大きいと動的歪み時効を加速し靱性を低下させる。
- (2) 固溶N量が多いと靱性がわずかに低下する傾向がみられるが、一般に含まれている程度の成分では固溶N量の影響は伸線の動的歪み時効とブルーイングによる静的な機械的性質にはほとんど現われなないといえる。
- (3) ブルーイング後のレラクセーションには固溶N量がsensitiveに影響し、固溶N量の多いものは少ないものに比べて約120°C以下の温度ではレラクセーションが小さくなる。

#### 文 献

- 1) 今井: 鉄と鋼, 51 (1965) 13, p. 2336
- 2) 今井・石崎: 金属学会誌,  
B-14 (1950) 5, p. 37, p. 42  
B-15 (1951) 6, p. 258, p. 262  
B-20 (1956) 11, p. 619, p. 622  
B-20 (1956) 12, p. 673

## (267) 3Cr-3Moおよび3Cr-3Mo-3Co鋼の 焼戻し挙動について

(熱間工具鋼に関する研究—Ⅷ)

日本特殊鋼

○西村 富隆・新山 善之

On the Tempering Behavior of 3Cr-3Mo and  
3Cr-3Mo-3Co Steels

(Study on hot-working tool steel—Ⅷ)

Tomitaka NISHIMURA and Yoshiyuki SHINYAMA

### 1. 緒 言

熱間工具鋼の焼戻し時効現象に関する研究結果についてはすでに数回にわたり報告した<sup>1)~7)</sup>。今回は3Cr-3Mo型と3Cr-3Mo-3Co型の鋼をとりあげ、これらを前報と同様に完全マルテンサイト組織にした後焼戻した際に、その硬度、機械的性質、電気抵抗、炭化物反応、電子顕微鏡組織などがどのように変化するかを調べ、そしてこれらの結果を総合して2供試鋼の焼戻し挙動を比較検討した。

### 2. 試料および実験方法

供試鋼としては、35kVA高周波誘導炉で溶製した8kg鋼塊を14mmφと14mmφの棒材に鍛伸してから焼鈍したものを使用した。これら試料の化学成分をTable 1に示す。全実験に用いた試験片は、所定の形に切削加工後1,200°Cに1hr保持して炭化物を基地中に完全に固溶させてから油冷し、そしてただちに-73°C×3hrのサブゼロ処理をほどこした後焼戻し時効を行なつた。その他の実験方法はすべて前報までの場合とまったく同様である。

### 3. 実験結果

#### 3.1 硬度および衝撃値

焼入れ硬度H<sub>RC</sub> 51.9のDKGとH<sub>RC</sub> 49.8のDKH試料を焼戻し時効した際の硬度とシャルピー衝撃値を焼戻しパラメータ $P=T(20+\log t) \times 10^{-3}$ に対してプロットすると、Fig. 1のような焼戻し硬度曲線と焼戻し衝撃値曲線が得られる。焼戻し硬度は両鋼種とも類似した傾向を示し、パラメータの増加とともに硬化は進行して $P=17.5$ 付近で最高になり、ここを過ぎると急激に軟化するが、高温長時間側では含CoのDKHの方が高い硬度を示す。衝撃値は硬度とほぼ逆の経過をたどり、最高硬度に相当する近傍においてかなりの幅にわたり最低値を示す。また衝撃値の急増する点は硬度の急減するところより若干高パラメータ値側にあり、DKHはDKGより全般的に低い値となつている。

#### 3.2 引張特性

Fig. 2は、焼戻し試料に対する引張試験の結果を示したものである。両鋼種の引張強さ曲線は先の硬度曲線とよく似ており、やはり $P=17.5$ 付近で最大を示している。絞りは、DKGでは $P=19$ 付近、DKHでは $P=18$ 付近で急激に増大し、また伸びもこれと同様の傾向を示すが、両者の急増する点は引張強さの急減点よりかなり高パラメータ値側によつている。

#### 3.3 電気抵抗

Fig. 3は、両鋼の電気抵抗を焼戻しパラメータとの関係においてあらわしたものである。比抵抗は基地中の炭

Table 1. Chemical composition of specimens (%).

Designation (Type)	Specimen No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Co
DKG (Cr-3Mo)	1	0.26	0.29	0.30	0.007	0.020	3.03	3.05	0.45	—
	2	0.25	0.31	0.30	0.007	0.019	3.01	3.05	0.48	—
	3	0.26	0.30	0.28	0.007	0.020	2.97	3.05	0.48	—
DKH (3Cr-2Mo-3Co)	1	0.26	0.30	0.29	0.007	0.019	3.03	3.05	0.47	3.00
	2	0.28	0.31	0.29	0.007	0.019	3.03	3.05	0.48	2.95
	3	0.26	0.33	0.29	0.007	0.020	2.94	3.05	0.45	3.00

Specimen 1 was used for hardness, impact and electron microstructure tests, 2 for electrical resistivity and tensile tests, and 3 for carbide extraction.

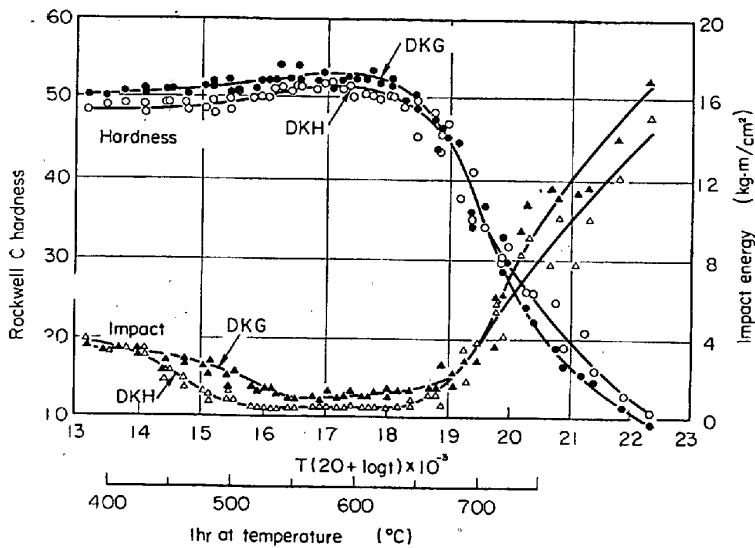


Fig. 1. Hardness and impact energy curves for DKG and DKH steels.

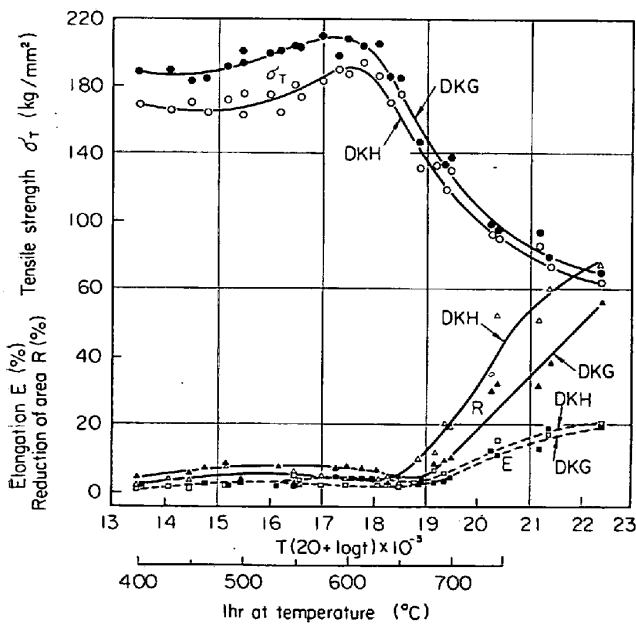


Fig. 2. Tensile strength, elongation, and reduction of area curves for DKG and DKH steels.

素と合金炭化物生成元素の貧化とともに低下していき、これに続いて合金炭化物の凝集粗大化にもとづく増加が認められる。また含 Co の DKH は DKG より全般的に大きな抵抗値を示す。

3.4 炭化物

焼戻し時効試料からの電解残渣を X 線回折した際に、700°C における 1,000hr 時効試料残渣中の  $M_6C$  の (335) 回折線強度を 100 とした場合の各炭化物強度を相対的にあらわすと Fig. 4 のようになる。DKG においては  $Fe_3C$  は  $P=20.4$  まで存在する。さらに合金炭化物に関しては、まず遷移炭化物  $Mo_2C$  が  $P=18.6 \sim 22.2$  の領域にあらわれ、これについて  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $V_4C_3$  の順に 検出されてその量はパラメータとともに増加する。DKH では、 $Fe_3C$  と  $MoC$  の消失時点と合金炭化物の検出時点が DKG より低パラメータ値側にある。Fig. 4 によると、DKG では  $Fe_3C \rightarrow Fe_3C + Mo_2C \rightarrow Mo_2C + M_7C_3 + Fe_3C \rightarrow Mo_2C + M_7C_3 \rightarrow M_7C_3 + M_6C + V_4C_3 + Mo_2C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + V_4C_3$ , DKH では  $Fe_3C \rightarrow Fe_3C + Mo_2C \rightarrow Mo_2C + M_7C_3 \rightarrow Mo_2C + M_7C_3 + M_6C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + V_4C_3 + Mo_2C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + V_4C_3$  のような炭化物変化の経過をたどる。

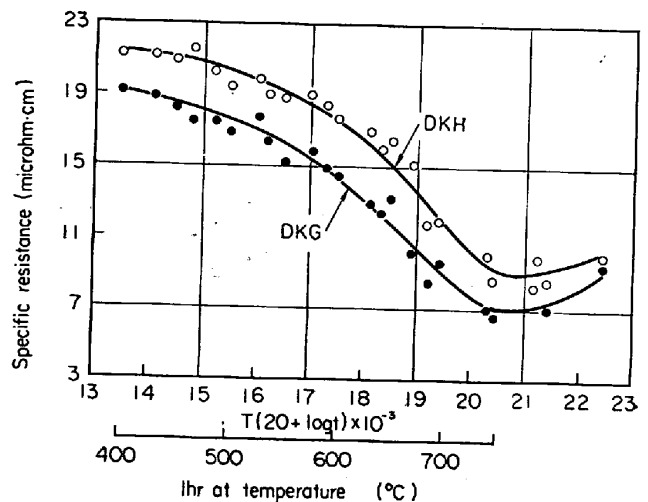


Fig. 3. Specific resistance curves for DKG and DKH steels.

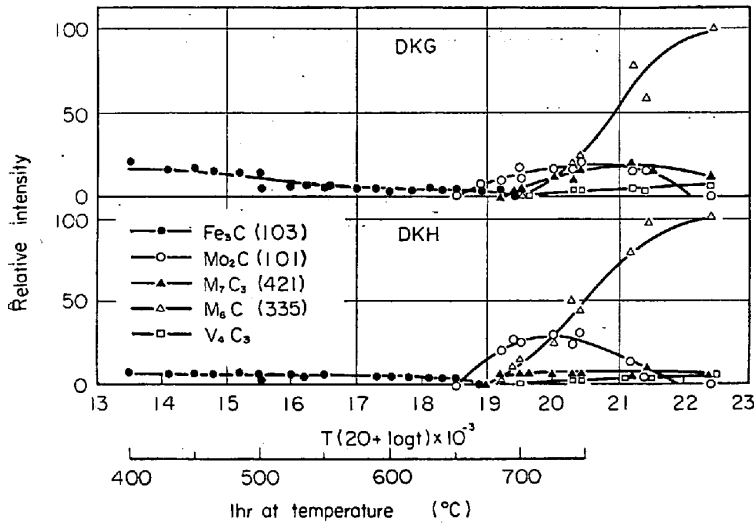


Fig. 4. Relative intensities of X-ray diffraction lines of  $Fe_3C$ ,  $Mo_2C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$  and  $V_4C_3$  carbides in DKG and DKH steels.

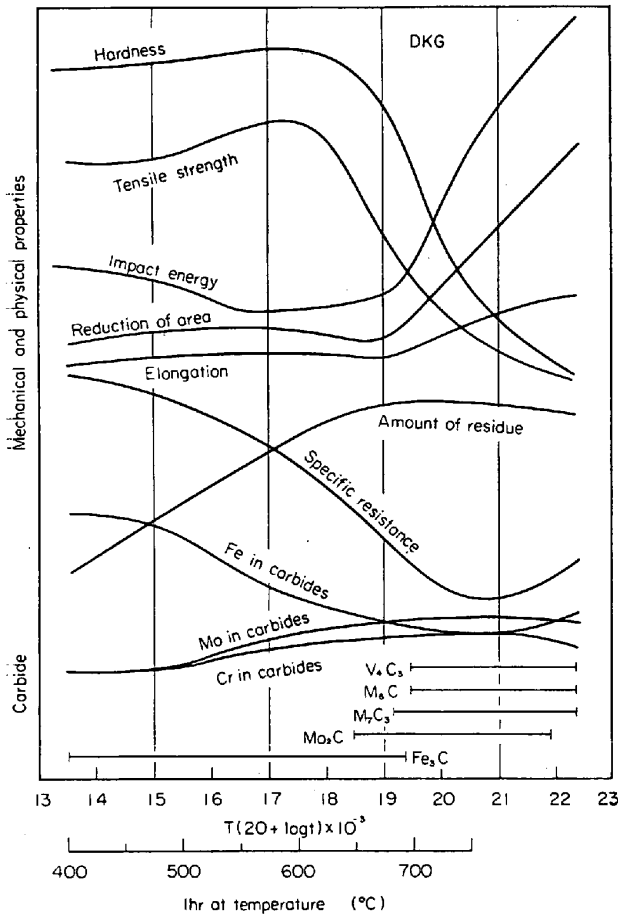


Fig. 5. Comparison of the results obtained for DKG steel.

つぎに電解残査中の金属元素 Mn, Cr, Mo, Vを化学分析によつて定量し、この値から各元素の原子数比を求めてみた。Feはパラメータの増加とともに減少していき、高パラメータ値側では増加するようになるが、Cr,

Mo, VはFeの変化とは逆の傾向をたどり、鉄炭化物から合金炭化物への移行が成分的にも裏づけされている。また DKH では Fe 原子と  $Cr_2Mo$ , V原子との置換がDKG よりはやい時点で行なわれており、先の炭化物の変化現象とよく一致する。

DKG と DKH の焼戻し時効試料からのカーボン抽出レプリカの電顕観察によると、 $Fe_3C$  はウイドマンステッテン状に析出しており、また合金炭化物は析出初期においては微細な粒状で、パラメータ値の増加とともに成長しそして凝集によつて粗大化している状況が明確に認められた。

#### 4. 結 言

焼戻し時効した際に生ずる硬度、引張強さ、伸び、絞り、衝撃値、電気抵抗、電解残査量、炭化物中の Fe, Mo, V, 析出炭化物の変化をまとめると、DKG に対しては Fig. 5 のようになり、また DKH に対してもこれと大差のない結果が得られた。強さをあらわす硬度と引張強さはよく似た傾向を示す。靱性と展延性をあらわす衝撃値、伸び、絞りもほぼ類似した経過をたどる。電気抵抗は先に述べたような変化をするが、機械的性質とは関係がない。電解残査量は合金炭化物が析出しはじめると急増する。残査中での炭化物の変化は図の下段に示したように鉄炭化物から合金炭化物に移行し、それともない炭化物中の Fe は Cr と Mo によつておきかえられている。

2 供試鋼についての結果を比較すると、3%Cr-3%Mo 鋼への 3%程度の Co の添加は、高パラメータ値側での軟化抵抗を増し、靱性を若干低下し、炭化物反応をはやめることがわかった。

#### 文 献

- 1) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1537
- 2) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1539
- 3) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 668
- 4) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1939
- 5) 西村, 新山: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 973
- 6) 西村, 新山: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2059
- 7) 西村, 新山: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 670