炭素鋼の歪時効硬化について*

西野 知良** 高橋 清治**

Kazuyoshi Nishino and Kiyoharu Takahashi: On Strain Age Hardening of Carbon Steel (Study on Anneal Hardening of Two Phase Alloys, 1st Report). Strain age-hardening of carbon steel occurs in two stages during annealing after cold-working. The primary hardening at about 100°C takes place within the ferrite phase, and it may be reasonably explained by Cottrell's mechanism, while the secondary in the range of 150~340°C becomes marked with increase of the carbon content, and in addition, it is hardly accompanied by a rise of yield point upon measuring under a stress of the same kind and direction as those of prior working. It probably shows that the latter hardening is associa-

** 山形大学工学部機械工学科

* 2 相合金の焼鈍硬化について (第 1 報)

ted with the phase boundaries, since it is not so pronounced in the ferrite phase unlike in α solid-solution of brass, and that it is due, as in the case of α brass, to the removal of Bau-schinger effect, which is more marked with the higher carbon steels. The secondary hardening in a given steel is, hence, chiefly affected by the arrangement, the shape and size of the cementite particles.

(Received September 14, 1959)

I. 結 言

炭素鋼には銅合金固溶体の焼鈍硬化に類似の現象があり、歪時効硬化と呼ばれている。冷間加工した炭素鋼を焼鈍すると2段に硬化が起る。その中150°以下で起る第1段硬化はCottrell機構によつて合理的に説明されている。しかし150~350°の範囲で起る第2段の硬化にはこの機構を適用することは無理のようである⁽¹⁾。

第2段硬化の本質については多くの研究があるが、いずれもこの特性を十分に説明出来ないようである。析出硬化説⁽²⁾は古くから支持されて来たものであるが、この硬化の温度範囲で電気抵抗の増加する⁽³⁾⁽⁴⁾ことから妥当でない。

すでに報告した α 黄銅⁽⁵⁾の場合には α 固溶体自身が顕著な弾性余効果、バウシinger効果および焼鈍硬化を示すが、Al合金および炭素鋼のような多相合金では固溶体のこれらの現象は顕著でない。一般に焼鈍硬化はこれらの効果の著しい合金に顕著である。そして炭素鋼では炭素量の増すにつれて顕著になるから⁽⁶⁾⁽⁷⁾、相境界に硬化の原因を求めなければならない。また高炭素鋼ほど弾性余効果の著しいことから、 α 黄銅と同様にバウシinger効果と第2段硬化は密接な関係があると考えられる。

α 黄銅の焼鈍硬化は冷間加工条件に極めて敏感であつた⁽⁵⁾。炭素鋼の場合もある程度同様である⁽⁸⁾⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。ことに2次加工の影響が著しいので残留応力説が生れたが、残留応力が単純に硬度に結びつくとは考えられない。炭素鋼は2相からなると同時に炭素が浸入型に固溶しているから、変形および回復過程は複雑であり、また測定する性質および方向によつても著しくちがう。

本研究の目的は主として加工した炭素鋼の高温(300°前後)における歪時効硬化と種々の加工条件との関係を銅合金の焼鈍硬化と比較しながら検討することである。

- (1) F.Garofalo, G.V.Smith: Trans. ASM, **47** (1955), 957.
- (2) A.Hayes, R.O.Griffis: Metals & Alloys, **5** (1934).
- (3) 川崎: 日本金属学会分科会報告, No. IX, (1952).
- (4) F.H.Andrew, H.Lee: J.Iron & Steel Inst., **165**(1950), 149; 369.
- (5) 西野: 本誌, **20**(1956), 115, 704; **22**(1958), 50; **23**(1959), 232, 236.
- (6) 上田: 東北理科報告, **26**(1938), 433.
- (7) N.N.Davidenkov, G.M.Shevandin: Z.Metal-lk., **26**(1934), 193.
- (8) N.H.Polakowski: J.Iron & Steel Inst., **169** (1951), 337.
- (9) B.C.F.Tipper: J.Iron & Steel Inst., **172** (1952), 143.
- (10) 高橋, 未光, 西原, 山越: 日本金属学会分科会報告, No. IX (1952).

実験に使用した炭素鋼の不純物は下表に示すような範囲の含有量であつた。

元 素	Si	Mn	P	S
含有量(%)	0.20~0.38	0.35~0.60	0.011~ 0.035	0.013~ 0.038

軟化焼鈍は A_3 および A_1 点より30~50°上で1時間加熱後炉冷して行つた。低温焼鈍は油浴および(Sn+Pb)浴を用い、加熱時間は試料の大きさによつてちがうが、3~4分とした。

II. 炭 素 鋼 の 焼 鈍 硬 化

Fig.1は各種の炭素鋼の歪時効硬化曲線を示す。硬化は

Fig.1 Strain age hardening curves.

2段に行われており、150°以下および150~340°の硬化をそれぞれ第1段および第2段硬化と呼ぶことにする。低炭素鋼では200°前後に軟化が認められるが炭素量の増加につれて不明瞭になる。ただし、Fig.2に示すように、加工前に A_1 点直下から

Fig.2 Strain age hardening curves for 0.5% C steel.

焼入すると明瞭になるが、これは第1段硬化が著しいのでその復元軟化が多くなるためと思われる。

Fig.3に示すように第1段硬化率は炭素量の増すにつれて減ずる。すなわちフェライトの次第に減ずるのに相応し、この硬化はCottrell機構にもとづくと考えられる。これに反して第2段硬化はセメントタイトの多くなるにつれて大になっている、セメントタイト自身が第2段硬化にあづか

らないとすれば、当然相境界がその原因を作っていると考えねばならない。しかも 0.2% C 以下では第 2 段硬化率は

Fig. 3 Strain age hardening and carbon content in carbon steel rolled to 55% reduction.

一定である。従つて変形の際のセメンタイト粒間の干渉の有無および強弱がこの硬化に影響していると思われる。硬化率の増加し始める炭素の臨界量はセメンタイト粒子の形状および大きさによつて違い⁽¹¹⁾、小さい粒子の多数存在する方が干渉は大である。ここに示した硬化率は硬度変化量と冷間加工状態の硬度の比によつて求めた。

Fig. 4 は圧延加工度と第 2 段硬化率との関係を示し、2

Fig. 4 Degrees of strain age hardening and cold rolling in 0.9% C steel.

段に増加している。加工度が 40% 以上で硬化率が著しく増加するのはセメンタイト粒子の微細化のためと考えられる。また粗い粒状パーライト組織の方が細かい層状パーライト組織よりも硬化率が小さい。

Fig. 5 は恒温の時間-硬度曲線を示し、これから第 2 段硬

Fig. 5 Strain age hardening curves for 0.9% C steel rolled to 50% reduction.

化の活性化エネルギーを求めると約 27,000 cal/mol とな

り第 1 段の 18,000 cal/mol に比して大であり、しかも焼戻の場合とちがつて、炭素量による差は余りないようである。

III. 炭素鋼のバウシinger 効果

1. 降伏点と硬度の関係

Fig. 6 の曲線 a は引張加工後同方向の引張応力で測定し

Fig. 6 Change of yield strength of extended specimens with annealing temperature.

た降伏点の変化と焼鈍温度との関係を示す。曲線 b に示す第 1 段の硬度増加 (200° 以下) は降伏点の上昇を伴っているが、第 2 段硬化は降伏点の変化とちがう挙動を示している。ことに低炭素鋼では硬化に相当する降伏点の上昇はなく明らかに降下している。

以上のように、硬化が正方向の降伏点の上昇を伴わないのは α 黄銅の焼鈍硬化と同様であり、単に降伏点の上昇を前提とする機構では十分に説明出来ない。ただし第 1 次加工と異種または異方向の応力で降伏点を測定する場合には上昇するが、これは後述のバウシinger 効果の消滅によるものである。

2. 炭素鋼のバウシinger 効果

バウシinger 効果の実験は可逆的操作の行いやすい振り加工法によつた。そして応力分布を一樣にするために厚さ 1 mm の薄肉中空円筒の試料を用い、その寸法は黄銅の場合⁽¹⁰⁾と同様である。振り加工後荷重を零

Fig. 7 Torsion stress-strain diagram of 0.9% C steel.

にした状態で種々の温度に焼鈍し、その後第 1 次加工の逆方向に振つた場合の応力-歪曲線が Fig. 7 に示して

(11) 美馬, 飯井: 本誌, 21(1957), 28.

ある。曲線 a は焼鈍せずに直ちに加工した場合であつてバウシinger 効果が著しい。低温焼鈍すると次第に弾性範囲が広がる (Fig. 7 の曲線 b および c)。その降伏比と焼鈍温度との関係は Fig. 8 の曲線 a に示してある。この傾向は正方向の降伏点の変化とちがひ、55% 圧延した試料の硬化曲線 (曲線 b) と同様の傾向を示す。これらはすべて α 黄

Fig. 8 Ratio of yield strength and annealing temperature in 0.3% C steel.

銅の場合とよく一致する。Fig. 9 に示すように、バウシinger 効果の度合は加工度と共に増加する。そして粗い粒状パーライトは層状パーライトと比較してこの度合が小であり、これは Fig. 4 とよく符合する。なお、バウシinger 効果の度合はこの効果の顕著な合金では求めにくいので、Fig. 9 の上部に示すように、便宜上正方向の最高応力 λ と

Fig. 9 Degrees of Bauschinger effect and cold work in 0.9% C steel.

逆方向の永久歪 0.03% に相当する応力 λ' の比で表わした。

強加工の場合にはバウシinger 効果の実験は困難なので、Fig. 7 に示すように非弾性変形は第 1 次加工後荷重を除く途中、直線が彎曲し始める点で起ると考えて、同図の λ_1/λ_0 をもつてこの効果の度合を表わすことにした。この比は焼鈍硬化の少ない合金では小さいことが判明している

るが高炭素鋼の降伏点が上昇している。これは α 黄銅には認められないことであり、炭素鋼の歪時効硬化の複雑さを示すものである。

IV. 考 察

(1) 以上の諸結果から、炭素鋼の歪時効硬化殊に第 2 段硬化は銅合金の焼鈍硬化と極めて類似している点が多いが、

Fig. 10 Anelastic effect and tensile strain.

Fig. 11 Anelastic effect and carbon content.

α 銅黄の場合には固溶体自身の特性、例えば機械的性質の顕著な異方性によって著しいバウシinger 効果および焼鈍硬化をもたらす。一方、炭素鋼では固溶体自身のこれらの現象は顕著でない。従つて相境界がこれらの原因をつくつていふと考えられる。第 1 段硬化は降伏点の上昇、電気抵抗および熱起電力 (5) の減少を伴うから、Cottrell 機構で十分説明出来るが、300°前後の第 2 段硬化は説明出来ない。

(2) α 黄

銅では加工の種類によつて熱起電力および熱膨脹変化と焼鈍硬化量が著しくちがう。すなわち、線引、圧延、圧縮および引張加工の順にそれらの変化量が多い。これらは加工する試料と工具との摩擦の多い順にもなつており、その摩擦と機械的性質の著しい異方性 (12) によつて加工後の異方的非弾性化が著しくなる (5)。これに反して炭素鋼の場合では加工方法の影響があるという報告 (13) もあるが、 α 黄銅に比してはるかに少ない。これは変形組織が工具との摩擦よりもむしろ、フェライトとセメントタイトの変形能の差異に影響されやすいためと考えられる。

加工すると散在する粒子の周囲に転位環が形成され、逆応力を生ずる。また加工によつて発生した空格子点がセメントタイトの周辺に凝集体をつくり、そして加工条件に依存した分布および形状を呈することも考えられる。このような加工組織が異方的非弾性を示す。従つてそれは工具との

(12) C.H. Mathewson: J. Metals, 1 (1949), 655.

(13) W. Dahl, W. Lueg: St. & Eis., 76 (1956), 1099.

以上に述べた炭素鋼の降伏点およびバウシinger 効果に関する結果は黄銅の場合 (5) と殆んど同様であり、正方向の降伏点の上昇を伴わなくても、バウシinger 効果の消滅にもとづく硬化が炭素鋼にもあることが判明した。ただし、Fig. 6 に示すように、第 2 段硬化の温度範囲で僅かではあ

摩擦よりもむしろ、セメンタイト粒の分布、形状および大きさに影響されると考える。

引張方向の上降伏点は第 1 段硬化の温度範囲で認められるが、逆方向のそれは 200° 以下では認められない。これはマクロ応力が逆方向にも働くためといわれているが、正方向にも働くのであり、このような単純な機構では説明出来ない。従って非弾性変形を起しやすい加工組織およびそれと炭素の拡散との関係が考慮されなければならない。これについては後報に述べる。

(3) Fig. 3 の曲線 b に示すように、 $0.2\% \text{C}$ 以下では硬化率が一定であり、この値は大凡フェライトの硬化率と考えてよいであろう。僅かのセメンタイトが散在しても、加工の際にフェライトの応力分布は余り乱れず、また転位環を多く作るに至らないが、 $0.2\% \text{C}$ 以上になるとセメンタイトが相互に干渉し合うようになる。換言すれば粒子間隔が大きく、または小さすぎても多くの転位環を作ることがむずかしい。

(4) 炭素鋼の高温硬度を測定すると、 250° 前後で硬度が増加していわゆる青熱脆性を示す。この温度範囲は第 2 段硬化のそれよりもやや低い。炭素の拡散が比較的活発なために起るとされている。この現象は低炭素鋼に著しいのであるから、矢張りフェライト内部に原因があると思われる。

加工による電気抵抗の変化およびその回復は炭素量によってちがう⁽³⁾⁽⁴⁾。低炭素鋼では $200 \sim 300^{\circ}$ の範囲で抵抗は減少するが高炭素鋼では逆に増加する。一方熱起電力は炭素量に関係なく減少する。電気抵抗はセメンタイトの分布、形状および大きさによってちがうから、これを分析す

ることはむずかしいが、フェライトの内部歪の除去に伴う抵抗減少を打ち消して、なお増加するのは析出によるものでないことを示す。加工によって空格子点が増加すれば、フェライトに対する他元素の固溶限も当然変わるであろう。現に水素の固溶量は加工度と共に増加する⁽⁴⁾から炭素も同様であろうと推定される。加熱によって不安定なセメンタイトの一部が空格子点濃度の高いフェライト中に溶解し、空格子の集合体のもつ内部応力が弛緩すると共に電気抵抗が減少すると考えることも出来るであろう。

V. 結 論

種々の炭素鋼の歪時効硬化について検討した結果次のことが判明した。

(1) 歪時効硬化は 2 段に起る。 100° 前後に認められる第 1 段硬化はフェライト内部に起り、Cottrell 機構で十分説明出来る。一方、 $150 \sim 340^{\circ}$ の範囲に起る第 2 段硬化は銅合金の焼鈍硬化に極めて類似した現象であり、また炭素量の増加につれて著しくなるから相境界にその原因がある。従ってセメンタイト粒子の分布、形状および大きさに影響されと考えられる。 α 黄銅の場合には主として固溶体自身の特性によって著しいバウシinger 効果および焼鈍硬化が起るが、炭素鋼の場合には、フェライト自身のこれらの現象は顕著でない。

(2) 第 2 段硬化は加工方向の降伏点の変化とちがう挙動を示す (Fig. 6)。それに反して、バウシinger 効果は炭素量の増加につれて顕著になり、しかもその消滅は第 2 段硬化とはほぼ同じ傾向を示す。従って第 2 段硬化は α 黄銅の焼鈍硬化と同様に主としてバウシinger 効果の消滅にもとづくと考えられる。このことについては後報に述べる。