

終りに本研究の発表を許可せられた株式会社日本製鋼所室蘭製作所長取締役皆川孝光氏に謝意を表すると共に研究を終始御鞭撻下され且つ御助言を賜りました同所技師長泉谷麟一氏、研究部長阿部富美夫氏に深謝する。更に種々御便宜と御助言を頂いた研究部第一課川口研究員並びに分析、試料調製等に努力せられた東海林幸作、海老原三代重、竹林朝雄の諸氏に御礼申上げる。

(昭和 29 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 中川, 曾我: 鉄と鋼, **38** (1952) No. 5.
- 2) " ", " ", " ". **39** (1953) No. 2.
- 3) 前川, 中川, 曾我, " ", **39** (1953) No. 5.
- 4) 前川, 海老原: 昭和 29 年秋季鉄鋼協會講演大會に発表
- 5) J. H. S. Dickenson: J. Iron & Steel Inst. Vol. **113**, No. 1, (1926), 177.
- 6) 小林: 鉄と鋼, Vol. **25**, No. 9 (1939), 768.
- 7) C. H. Herty: J. Iron & Steel Inst. Vol. **123**. (1931), 623.
- 8) Iron & Steel Inst: Special Rep. 2, (1932).
- 9) F. Körber & W. Oelsen: Mitt.-K.-Wilh.-Inst. Eisenforsch, **15** (1933) 271, **18**(1936) 109.
- 10) W. Geller & K. Dicke: Arch. Eisenh., (1943) 431.
- 11) C. E. Sims & G. A. Lilliequist: Trans. A. I. M. E., Vol **100** (1932) 154.
- 12) H. A. Sloman & E. L. Evans: J. Iron & Steel Inst. Vol. **169** (1951), 145.
- 13) J. Chipman & A. Hayes: Trans. A.I.M.E. **135** (1939) 92.

鐵鋼の再結晶軟化に及ぼす合金元素の影響

(佐藤 知雄*・西沢 泰二**・本田 裕**)

EFFECT OF ALLOYING ELEMENTS ON THE RECRYSTALLIZATION SOFTENING OF IRON AND STEELS

Tomo-o Sato, Dr. Eng., Taiji Nishizawa & Yutaka Honda

Synopsis:

The present report supplies some data on the recrystallization softening of cold-rolled alloyed iron and steels, with a point of view to survey the effect of the alloying elements on the rigidity of steel at high temperature.

The samples were prepared by induction melting in magnesia-lining crucibles, using 0.08% C Swedish steel and the best grade of metals or ferro-alloys as the alloying materials. After complete annealing, these alloyed iron bars were subjected to cold rolling of 20% and 50% reduction in thickness. And Brinell hardness tests were carried out upon the sections of these rolled bars, which were reannealed at various temperatures (300 to 1000°C) for a constant period of time (2hr), and also at a constant temperature (550, 600, 650 or 700°C) for various periods of time (2min to 100hr).

The results obtained were shown in Figs. 1, 2, 4 and 5, from which the following conclusions were drawn.

- (1) Nb, Ti, Mo, W, V, Cr and Co raised the recrystallization temperature, and retarded the softening of steel accompanied by annealing.
- (2) Ni, Mn, Si, Al, Sn and P hardly changed the range of softening temperature of ferritic steel.
- (3) Cu, added more than the solubility limit for iron, raised the softening temperature of

* 東北大学金属工学科, 工博 ** 東北大学金属工学科

steel.

(4) Cold rolled 0.65% C steel having spheroidal structure was easily softened than the lamellar one by annealing.

(5) High Ni-or high Mn-steel having austenitic structures showed higher softening temperatures than the ferritic ones.

I. 緒 言

加工硬化を受けた金属はある特定の温度以上に加熱されると回復、再結晶さらに結晶粒の成長を相次いで起し機械的性質はほぼ加工前の値に復帰する。この再結晶による軟化温度は、金属が剛性を急激に減少する温度を意味し、金属の熱間加工並に焼鈍の最適温度、さらに耐熱強度及びクリープ抵抗の大きさを判定する上に基本的資料となるものである。

しかしながら鋼の再結晶に及ぼす合金元素の影響に関する総合的な報告は現在までに二、三を数えるに過ぎない¹⁾²⁾。この理由としては、一般に金属の再結晶温度が微量の不純物やガスの含有によつて著しく影響されるために、果して合金元素自体の作用が現われるであろうかという懸念と、ほとんどの鋼が変態点を有し、変態による再結晶によつて結晶粒度を調整し得るために、冷間加工後の再結晶は実際作業上あまり重要な意義をもたないと考えられたことによるものと思われる。

かかる不備を補うために、本研究では0.1% C スエーデン鋼を母材とし、これに合金元素として C, Mn, Si, Al, Ni, Co, Cr, Mo, W, V, Ti, Nb, Cu, Sn, P をそれぞれ単独に若干量添加した試料を同一条件のもとに熔製し冷間圧延後の焼鈍による軟化を測定して、各種の組成と組織とを有する鋼の再結晶軟化過程を比較検討した。

II. 実験方法

試料はマグネシア・ライニングを施した No. 2 黒鉛坩堝を用いて、高周波炉により各々 1 kg ずつ熔製した。素材スエーデン鋼の組成は 0.08% C, 0.37% Mn, 0.00% Si で、合金元素を純金属 (Mn, Al, Ni, Co, Mo, Cu, Sn) あるいは純度のよい合金鉄 (C, Si, Cr, W, V, Ti, Nb, P) により添加し、熔鉄に対し 0.3% の Mn, 0.2% の Si, 0.1% の Al を用いて脱酸鎮静したのち、砂型の押湯を附した金型に鑄込んで 2 cm 角のインゴットとした。これを鍛造、切削し 7×14×250 mm の角棒を 2 本ずつ作製し、それぞれの試料に応じて 700~1000°C で焼鈍して完全に軟化させたのち、各々厚さについて 20% と 50% の 2 種類の冷間圧延を加え、さらに 2 cm の長さに切断して実験試片とした。

再結晶過程の研究法には種々あるが、本実験においては一定時間 (2 時間) の焼鈍後の硬度と、一定温度 (550, 600, 650 あるいは 700°C) における焼鈍後の硬度をブリネル硬度計により測定して、硬度—焼鈍温度曲線と硬度—焼鈍時間曲線を求め、焼鈍に伴う軟化過程を究明した。

III. 実験結果ならびに考察

低炭素合金鋼の 20% 冷間圧延後の焼鈍温度と硬度との関係曲線を第 1 図、50% 冷間圧延後の焼鈍時間と硬度との関係曲線を第 2 図に総括した。なお試料の添加合金元素量はこれらの図の各曲線に附記した。Sn (0.3, 1%) ならびに P (0.3%) を添加した試料の実験結果は原料として用いたスエーデン鋼の軟化曲線とほとんど同様な傾向を有するので、ここでは省略してある。

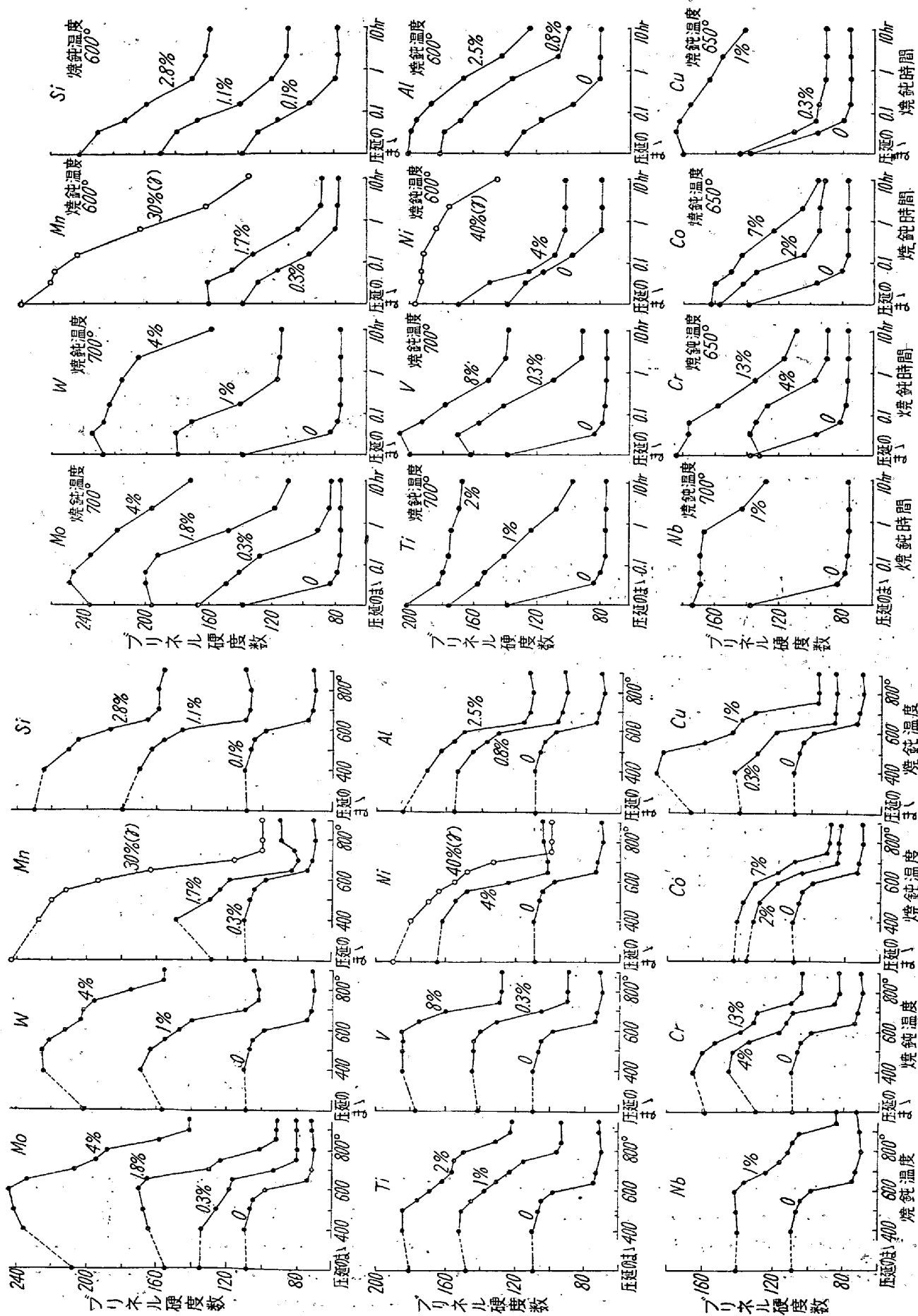
個々の添加元素によつて軟化曲線はそれぞれ特色ある形状を示すのであるが、これらの結果を以下の項目に概括して考察を試みた。

1) 低炭素鋼の完全軟化温度に及ぼす合金元素の影響

第 1 図に示す低炭素合金鋼の硬度—焼鈍温度曲線には加工による硬化が完全に消失するいわゆる完全軟化温度がいずれも明瞭に現われておるので、この完全軟化温度と合金元素濃度との関係を図示したのが第 3 図であつて Nb, Ti, Mo, W, V, Cr のような炭化物形成元素ならびに Co は、低炭素鋼の軟化温度を上昇させる。また第 2 図における硬度—焼鈍時間曲線に明らかなように、以上の諸元素は低炭素鋼の軟化速度を遅くする作用を有する。これに反して Ni, Mn, Si, Al, Sn, P は低炭素鋼の完全軟化温度ならびに軟化速度にほとんど影響を与えない。また、析出硬化性合金である 1% Cu を添加した試料は、固溶範囲内に添加した鋼に比べて軟化温度は飛躍的に上昇し、軟化速度も極めて遅い。

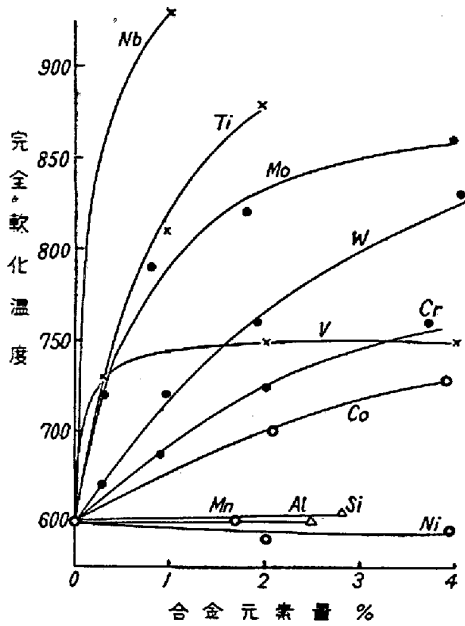
2) 低炭素鋼の回復軟化ならびに歪時効硬化に及ぼす添加元素の影響

低炭素鋼は冷間加工後の 200~300°C における低温焼鈍によつて歪時効硬化し、400°C 以上の焼鈍によつて回復に伴う軟化を開始するのであるが、第 1 図に見られる



第1図 加工を施した低炭素合金鋼の硬度—焼鈍温度曲線 (20%圧延, 2時間焼鈍; 白点はオーステナイト組織)

第2図 加工を施した低炭素合金鋼の硬度—焼鈍時間曲線 (50%圧延, 白点はオーステナイト組織)



第3圖 低炭素鋼(0.1% C)の完全軟化温度に及ぼす合金元素の影響 (20% 圧延, 2時間焼鈍)

ごとく, Mo, W, Cr, Mn 等を添加した試料の歪時効硬化は著しく, 特に Mo を添加した試料は 600°C 焼鈍においてなお硬化を続ける。

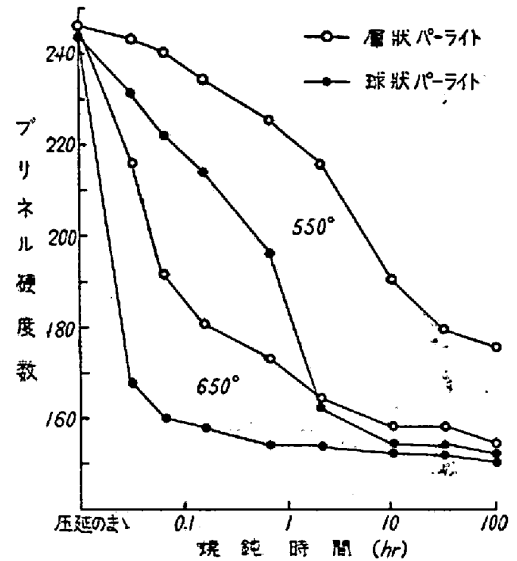
Ti を添加した試料の軟化曲線には特徴があり, 再結晶前の回復による軟化が大きく, また軟化温度区間が極めて長い。Nb も Ti に類似した影響を与える。

3) 炭素鋼の軟化過程に及ぼす顕微鏡組織の影響

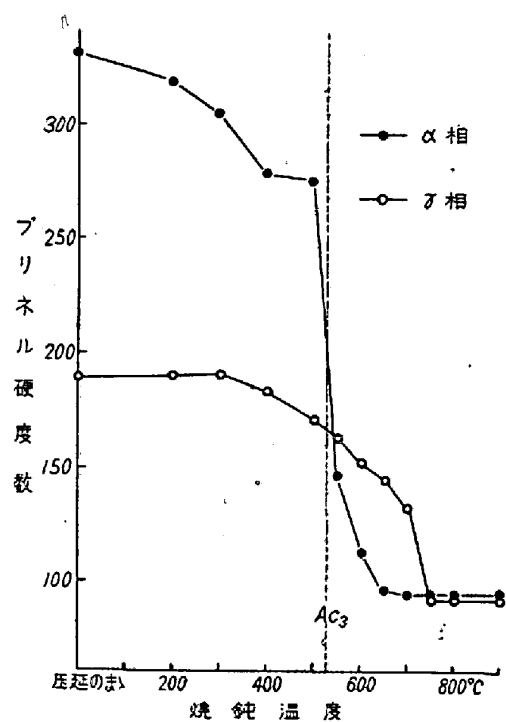
0.65% C のスエーデン鋼に予め熱処理を施して, 層状パーライト組織 (鍛造後 900°C 炉冷) のものを球状パーライト組織 (鍛造後 700°C に 10 時間加熱) のものを作り, これらを 50% 圧延後焼鈍して, それに伴う軟化を測定した結果が第4図に示されている。圧延前に球状組織を有する試料は, 層状組織のものに比べて加工による硬化度が僅かに大きく, 焼鈍によつて速かに軟化することが知られる。

4) オーステナイト鋼の再結晶軟化

前述せるごとく, Ni と Mn はフェライト組織の範囲内では軟化温度にほとんど影響を与えない。しかしながらそれらの添加量を増して, 面心立方格子をもつオーステナイト組織になると軟化温度は飛躍的に高くなる (第1図)。Fe-28% Ni 合金を圧延前に液体空気に浸漬して α 相の状態にしたものと, 零下処理を行わずに γ 相の状態にあるものを冷間圧延した試料の, 焼鈍に伴う軟化過程の硬度-温度曲線が第5図に示してある。加工



第4図 層状パーライト組織と球状パーライト組織を有する 0.65% 炭素鋼の加工後の焼鈍に伴う硬度-焼鈍時間曲線 (50% 圧延)



第5図 α 相 (液体空気浸漬) と γ 相 (900°C 焼鈍のまま) の状態にある Fe-28% Ni 合金の加工後の焼鈍に伴う硬度-焼鈍温度曲線 (20% 圧延, 2時間焼鈍)

前に α 相の状態にあつた試料は, 回復や再結晶に伴う軟化のほかに, 焼鈍による変態歪の消失や, α - γ 変態 ($Ac_3=530^\circ C$) による軟化を起すので, 厳密な意味での比較にはなり得ないが, α 相が γ 相に比べて速かに軟化することを明示している。

IV. 結 言

各種の組成と組織とを有する鋼の加工後の焼鈍による軟化について研究して次のごとき結果を得た。

- (1) Nb, Ti, Mo, W, V, Cr ならびに Co は低炭素鋼の軟化温度を上昇せしめる。
- (2) Ni, Mn, Si, Al, Sn, P は低炭素鋼の軟化温度にほとんど影響を与えない。
- (3) Mo, W, Cr, Mn は低炭素鋼の歪時効硬化を顕著とする。
- (4) 鋼に対する固溶限以上に添加された Cu は、低炭素鋼の軟化温度を高める。
- (5) 加工を施した 0.65% 炭素鋼の焼鈍軟化は、球

状組織のものが層状組織のものより速かである。

(6) 高 Ni あるいは高 Mn のオーステナイト鋼の焼鈍による軟化温度は、フェライト組織の鋼に比べて高い。

終りに臨み、本研究を行うに当り、試料製作に関し助力を与えられた、金属材料研究所技官栗原健助氏に対して感謝の意を表す。(昭和 29 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) C. R. Austin, L. A. Luini & R. W. Lindsay: Trans. A.S.M., 35 (1945), 446.
- 2) W. Schneider & E. Houdremont, Stahl u. Eisen, 44 (1924), 1681.

LCN-155 における N, Cb の影響および S-816 における Cb の影響

(耐熱鋼の研究第 10 報, その 1)

(昭和 29 年 4 月本会講演大会にて講演)

出口 喜 勇 爾*

INFLUENCES OF N & Cb ON THE PROPERTIES OF LCN-155 AND OF Cb ON THOSE OF S-816

(Study on the Heat-Resisting Steels X-No. 1)

Kiyoji Deguchi

Synopsis: (No. 1 & No. 2)

(1) The author made clear the influences of N & Cb on the properties of LCN-155, S-816 and the similar samples, studying their microstructures as cast and forged, the changes of hardness and structure by solution-treatment, ageing and hot-cold working, their mechanical properties at room and high temperatures, argon arc welding results with the similar electrodes, and researching the micro-hardness of their structure constituents and the electron microscopic structures, when necessary, at last he gave the equilibrium-diagrammatic aspects on these results. (2) At the melting of these samples, the mean of the yielding of Cb was 75%. (3) The influences of Cb on the micro-structures as cast are as follows; in LCN-155, the eutectics appear considerably when Cb was added over 1.0%, and in S-816, they increase remarkably as Cb increases and occupy the area of 1/4-1/3 of the observed field when 6% Cb was added. (4) In the samples as cast and forged, the micro-hardness of the deep etched primary austenite is equal to or a little lower than that of the light-etched austenite around the eutectic, and that of the eutectic, equal to or a little higher than that of the austenite around it. When N and Cb increase, the micro-hardness of each structure constituent increases. (5) When solution treatments at 1,000~1,200°C are carried for 10hr, a little decrease or

* 日本特殊鋼株式会社