

囲でリム層にのみ滲炭し、その後 A₁ 点付近の温度で加熱して、炭化物のリム層への移動とコア層の粒成長をはかることによつて前記鋼板が得られる。この鋼板はこのような処理をしない鋼板とくらべて強度がやや大で、延性がやや低下するが、 \bar{r} 値が高く、オレンジピールに対してはすぐれていることがわかつた。

文 献

- 1) 内田: “ガス熱処理”, 日刊工業新聞社 (1956), p. 98
- 2) 滝島: 日本金属学会会報, 4, (1965) 6, p. 373
- 3) 邦武: 日本金属学会会報, 3, (1964) 9, p. 466
- 4) COTTRELL, et al.: J. Iron & Steel Inst.(U.K.), 172, (1952) 3, p. 301

65.141.241.4-415
: 548.53:539.4.016

(259) 低炭素薄鋼板の再結晶挙動と成型加工性の関係について

東洋製鉄東洋鋼板総合研究所

○斧田 一郎・岡田 毅

広瀬 輝雄・工博 周藤 悦郎

On the Relation between Recrystallization Behavior and Formability of Low Carbon Steel Sheets

Ichiro ONODA, Takeshi OKADA

Teruo HIROSE and Dr. Etsuro SHUTO

1. 結 言

リムド鋼板を 700°C で脱炭し、 α 相域の高温で焼鈍すると、結晶粒の粗大化にともなつて成型加工性がかなり向上することが報告されている¹⁾。このさい平均塑性歪比 (\bar{r}) はほぼ同じ組成、同一粒度でも材料によつて幅がある。このような高温で焼鈍した場合の性質のちがいを検討するため、500°C 付近の再結晶挙動や炭化物の大きさの影響をしらべた。

2. 実験方法

2.1 試料

試料は Table 1 に示す 10 種の 0.8 mm 厚の冷間圧延板で圧延率は 65, 70% である。圧延率は再結晶挙動に大きな影響をおよぼすことが知られているが、65% 圧

延材をさらに 70% に圧延して予備実験を行なつたが、ほとんど差異がなかつたのでそのまま使用した。炭化物は直径 10 μ 以上を塊状と呼び、ほぼ 2~7.5 μ で微粒状に分布しているものを微粒状と呼ぶことにする。Table 1 に示した炭化物の大きさは 700°C×5hr 真空焼鈍後の測定値であるが、圧延状態で測定した結果もほぼ同じ傾向であつた。試料の C 含有量は 0.024~0.079% の種々のものを選んだ。

2.2 実験方法

Pb-Bi 浴を用い、480° から 545°C までの種々の温度で 1hr の加熱を行なつて硬さ (Hr 30-T) を測定し、また顕微鏡組織よりリニアアライズ法によつて再結晶率を求めた。また 530°C で 5~180 min 加熱後の再結晶率もしらべた。成形加工性は再結晶率 40% 以上から 100% までの試料、550°C×1hr 焼鈍材、700°C×5hr 真空焼鈍材、700°C×5hr 脱炭焼鈍材、脱炭後 740~850°C×3hr 粗大化焼鈍材について JIS 5号引張試験片によつて引張試験を行ない、 \bar{r} 値を求めることによつて評価した。なお再結晶率 60% 以下では 20% 引張時にすでにくびれを生ずるため 10~15% 引張時の \bar{r} 値を求めた。脱炭処理材以外はいずれも 1% の調質圧延を行なつた。再結晶核生成直後の組織を観察するため 480, 490, 500°C×1hr 処理材を電顕レプリカ観察および直接観察を行なつた。再結晶中の集合組織の変化は試料 No. 4, 10の圧延板, 20, 40, 70, 100%再結晶材について(222)極点図によつてしらべ、また全試料について {222}, {200}, {112}, {110} 面の反射回折強度をランダム試料と比較してしらべた。

3. 実験結果と考察

3.1 再結晶挙動^{2,3)}

480° から 545°C までの各温度で 1hr 加熱後の軟化曲線図 (温度-硬さ曲線) において 10 試料の軟化開始温度は 485° から 525°C までの範囲に分布しており、C% が小さく、炭化物が塊状の試料は低温側であつた。軟化曲線と温度-再結晶率曲線とは傾向が一致していた。530°C で等温加熱を行ない、軟化曲線と時間-再結晶率曲線を求めたが、同様の傾向がみられた。すなわち Fig. 1 に示すように再結晶が急激に始まるまでの時間が試料によつてかなり異なり、たとえば C が約 0.03% 以下で炭化物が塊状の試料 No. 1, 2, 3, 9, 10 は再結晶率が

Table 1. Chemical composition of the steels used (Thickness 0.8 mm).

Sample No.	Cold rolling reduction (%)	Chemical composition						Carbide after annealing at 700°C
		C (%)	Mn (%)	P (%)	S (%)	N (%)	O (ppm)	
1	70	0.032	0.26	0.010	0.010	0.0029	268	G*
2	70	0.030	0.26	0.021	0.024	0.0058	398	G
3	70	0.029	0.26	0.020	0.020	0.0025	397	G
4	65	0.026	0.30	0.010	0.017	0.0021	279	F**
5	65	0.079	0.29	0.010	0.021	0.0045	163	F
6	65	0.043	0.33	0.009	0.018	0.0020	292	F
7	65	0.048	0.33	0.015	0.019	0.0032	377	F
8	65	0.079	0.37	0.013	0.014	0.0030	276	F
9	65	0.025	0.24	0.009	0.010	0.0028	315	G
10	65	0.024	0.27	0.015	0.016	0.0024	410	G

* Gramular carbide (over 10 μ) ** Fine carbide (2~7.5 μ)

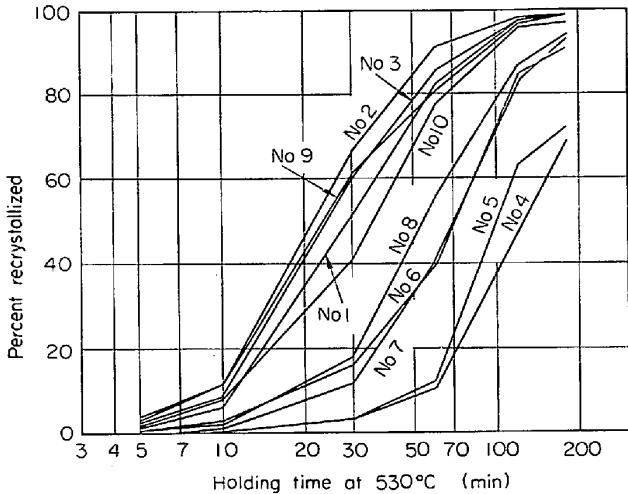
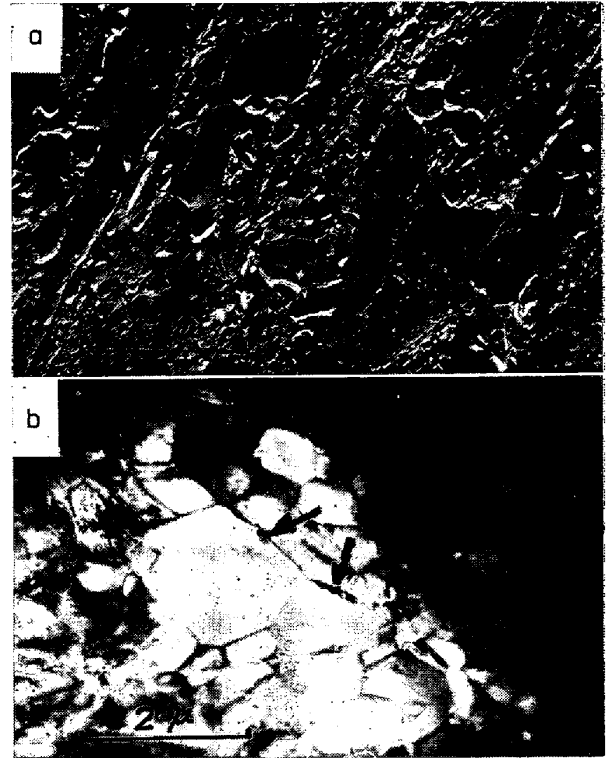


Fig. 1. Isothermal recrystallization behavior of the steels used.

10%に達するのは12 min以下であるが、炭化物が微粒状のNo. 4, 5では50~60 minを要し、炭化物が微粒状でもやや大きめのNo. 6, 7, 8はそれらの中間の時間を要する。再結晶率70%になるに要する時間は33 minから180 minに分布しており、再結晶完了までに要する時間は試料によりかなりの差がある。再結晶率と軟化率の関係は再結晶率10%以上ではほぼ直線的で、軟化が再結晶のみによつて生じていることを示している。10%以下ではどの試料も再結晶率と軟化率が直線的でなく、軟化が回復と再結晶によつて生じていることがわかった。

Fig. 1で塊状試料が再結晶速度の大きい理由につき、結晶成長が支配的因子と考へて、その原因を知るため再結晶粒の発生した試料の組織を電子顕微鏡によつて観察した。試料No. 1~5の480, 490, 500°C×1hr加熱材につき、断面レプリカ観察と薄膜透過観察を行なつた一例をPhoto. 1に示した。いずれの方法による観察でも繊維組織のマトリックスに約0.5~3.0μの再結晶粒



(a) Sample No. 2, 490°C×1hr
(b) Sample No. 1, 480°C×1hr

Photo. 1. Structure of the steel in the early stage of recrystallization.

がみられた。Photo. 1の矢印で示した個所は約0.2~1.0μ程度の炭化物あるいは非金属介在物で、これらが再結晶粒に隣接している。Photo. 1(b)では数珠玉状に連なつた非金属介在物に沿つて再結晶粒が連なつている。これらの炭化物や介在物は再結晶粒の核となると同時に成長の障害ともなることが写真から理解される。したがつて同一C%の試料では炭化物が塊状になつてその数が減少するほど炭化物間の距離が大となり、結晶成長を阻止する障害が減少し、再結晶速度が大きくなると考へられる。微粒状に分布していると成長時に障害が多くなり、再結晶の進行が遅延すると思われる。

3.2 成形加工性

再結晶率が40%以上になると鋼板は若干の延性をとりもどし、引張試験によつてr値を求めることができる。520~550°C×1hrの加熱を行なつて再結晶率40~100%の試料をつくり、引張試験を行なつた。その一例をFig. 2に示した。再結晶率の増加にともなつてr値はしだいに増加するが、試料No. 1, 2, 3, 9, 10では再結晶率90%前後から急激な増加のあることを知つた。Fig. 2(a)にみるようにこの増加は圧延方向と直角方向の増加で、45°方向のr値はいずれの試料でもほとんど変化がみられなかつた。Fig. 2(b)では圧延、直角方向とも直線的に増加し、Fig. 2(c)では80%以上でやや増加が大きくなつている。再結晶率100%以上の焼鈍を行なつた後のr値の変化はFig. 3に

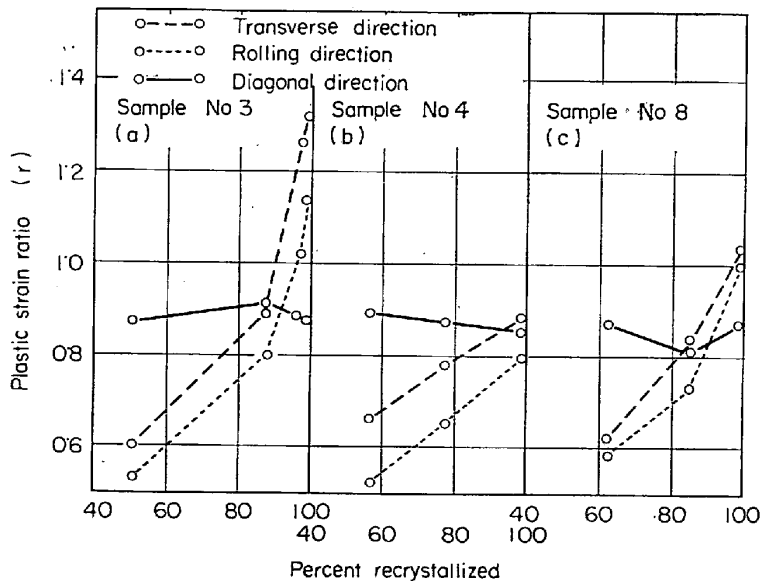


Fig. 2. Change in plastic strain ratio during recrystallization.

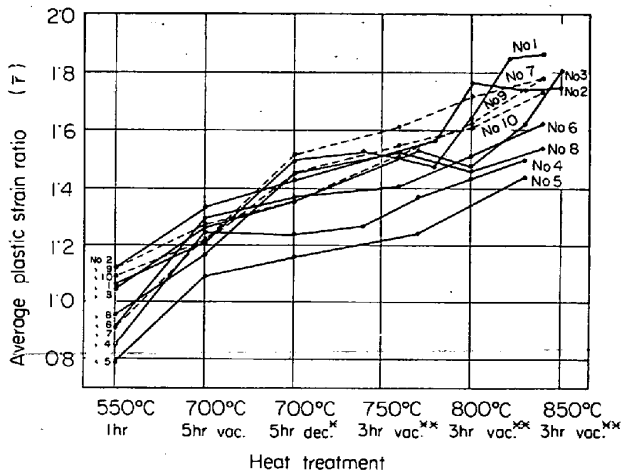


Fig. 3. Effect of annealing conditions on the average plastic strain ratio.

* Decarburized
** Decarburized at 700°C×5hr and then annealed

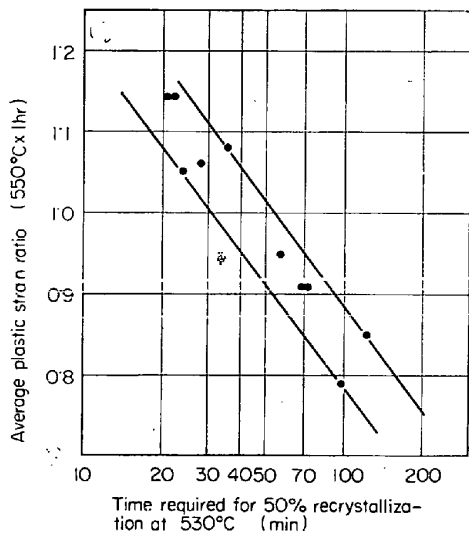


Fig. 4. Relation between recrystallization behavior and plastic strain ratio.

示したように焼鈍温度とともに増加する。550°C×1hr 焼鈍では塊状炭化物の試料の \bar{r} 値は高く、C%も約0.03%以下である。微粒状の炭化物の試料ではC%にかかわらず \bar{r} 値は低い。550°C×1hr 焼鈍後の粒度は前者が11以下、後者は11以上であつた。0.03% C以下でも炭化物が塊状と微粒状が存在するのは熱延条件によるものと考えられる。700°C以上の焼鈍を行なうと \bar{r} 値はさらに増加し、850°Cでは \bar{r} 値が1.8以上になる試料もある。このようなすぐれた性質を示す試料はどの温度で焼鈍しても \bar{r} 値が高く、550°C×1hr 焼鈍後の \bar{r} 値の試料による高低は α 域高温焼鈍後の \bar{r} 値とよい相関をもっていることがわかつた。

3.3 再結晶挙動と成形加工性の関係

再結晶挙動と成形加工性の間にある相関がみとめられれば、530°C付近の再結晶挙動をしらべるることによつて焼鈍後の成形加工性を予測することができるだろう。いま530°Cで50%再結晶に要する時間を各試料につい

て Fig. 1 から求め、焼鈍後の \bar{r} 値(たとえば550°C×1hr焼鈍)をプロットすれば Fig. 4 が得られる。Fig. 3 から550°Cで焼鈍後の \bar{r} 値は700°C以上で焼鈍した場合の \bar{r} 値とはよい相関関係がある。

3.4 再結晶中の集合組織の変化

炭化物が塊状、微粒状の試料の代表として No. 4, 10 を用い、冷延板と20, 40, 70, 100%再結晶した試料をつくり、(222)極点図を描いて集合組織の変化を検討したところ、再結晶率の増加とともに(111)[11 $\bar{2}$], (111)[1 $\bar{1}$ 0], (100)[011]の集積は低下し、全体に不規則化する。冷延集合組織は No. 4 では70%再結晶でも残っているが No. 10 では40%再結晶でほぼ消滅し、70~100%ではさらに不規則化する。極点図による比較は一般に各結晶面のこまかい変化がつかめぬ欠点があるので全試料について{222}, {200}, {112}, {110}面の反射回折強度を測定し、ランダム試料と比較したところ、再結晶が早く完了する試料(たとえば No. 1)と遅い試料(たとえば No. 5)の間には次の差異がみとめられた。No. 1では再結晶にともなつて{222}, {112}, {200}は徐々に減少し、{110}が徐々に増加するに対し、No. 5では{222}は25%再結晶から急激に低下して低レベルに達し、{200}, {112}も25%から徐々に低下し、{110}は25%から増加する。再結晶率70%付近ではNo. 5の{200}が強度比2.4とNo. 1よりかなり高かつた。このように同一再結晶率で比較しても再結晶が短時間で完了する試料では不規則化が早く、再結晶が遅い試料では冷間圧延集合組織が残つて、{222}の急激な低下と{200}のかんまんな減少があることを知つた。

4. 結 言

10種の低炭素リムド鋼板の500°C付近の再結晶挙動と再結晶率40%から脱炭後850°C×3hrの高温焼鈍処理にいたる種々の条件で焼鈍し、 r 値の変化についてしらべ、次の結果を得た。

1) 530°Cでの再結晶挙動は試料によつて異なり、塊状炭化物の試料は微粒状の試料にくらべ短時間で再結晶が始まり、再結晶速度も大である。

2) 再結晶率40~100%間の r 値の変化は塊状炭化物の試料では圧延、直角方向の r 値が90%付近から急激に増大するが、微粒炭化物の試料ではそのような増加はない。45°方向の r 値はすべての試料を通じて変化しない。

3) 550°C×1hr 焼鈍後の \bar{r} 値は700°C以上で焼鈍した後の \bar{r} 値と比較的相関がある。

4) 再結晶率50%に達するまでの時間と焼鈍後の \bar{r} 値(たとえば550°C×1hr 焼鈍)とはよい相関関係がみとめられ、時間の短い塊状炭化物の試料ほど \bar{r} 値が高い。

5) 再結晶中の集合組織の変化についてしらべ、塊状炭化物の試料は不規則化が低再結晶率で生じ、微粒炭化物の試料は冷間圧延集合組織が70%再結晶まで残存している。

文 献

- 1) 佐藤, ら: 鉄と鋼, 51 (1965) 3, p. 507
- 2) W. C. LESLIE, et al.: "Iron and Its Dilute Solid Solutions", [Interscience] (1963), p. 119

3) W. C. LESLIE, et al.: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 221 (1961) 8, p. 691

669.14:539.89:669.111

(260) 鉄-炭素合金系におよぼす圧力の影響

(鉄鋼の諸性質におよぼす圧力の影響—I)

金属材料技術研究所

工博 鈴木 正敏・藤田 充苗

Effect of High Pressure on Some Iron-Carbon Alloys

(Effect of high pressure on the properties of steel—I)

Dr. Masatoshi SUZUKI and Mitsutane FUJITA

1. 緒言

温度とともに熱力学的パラメーターの1つである圧力の物性に対する影響およびその利用に関する研究は、今世紀の初め P. W. BRIDGMAN によつて始められて以来、各分野において関心が高まりつつある。鉄鋼に対する高圧下での研究は状態図¹⁾²⁾⁶⁾、拡散³⁾、塑性加工などに関し、いくつかの報告が散見されるが全体から見てその数も少なく、特にわが国においてはいまだきわめて微々たる現状である。

そこで鉄鋼の諸性質におよぼす圧力の影響について検討するために、最初の段階として、実験方法の決定および鉄-炭素系合金について、圧力約 20~40kb の範囲で実験を行なつた。

高圧を得る方法としては、気体、液体圧縮よりも高温高圧の状態が得られやすく、各種の熱処理も自由に行ないうる可能性の多い固体圧縮を採用した。しかし固体圧縮の場合、他の圧縮手段と比較して試料に静水圧状態の圧力をかけることが困難であり、また圧力の正確な測定も困難である。また圧力室の形状とか組込み方のちがいに、発生圧力の値、分布状態が著しく異なってくる。これまでの報告¹⁾³⁾には、圧力室内の詳細な組込み方、特に細部の寸法などについてほとんど示されていないし、本実験で使用した圧力室は従来報告されているものよりも寸法、特にその長さが大である。したがつてより静水圧に近い圧力を得ることと圧力を正確に測定することとに注意して、圧力室内の圧力、温度の分布状態から組込み方および各部分の寸法を独自に決定することが必要であると考えた。

次に高圧下での鉄-炭素系合金の状態図の変化¹⁾²⁾から、温度上昇時の圧力状態を検討し、固体圧縮の実験としては、比較的低い圧力下で鉄-炭素系合金に対して、冷却速度を変化させて、圧力の影響を顕微鏡組織、硬度の測定から予備的な観察を行なつた。

2. 装置

高圧発生の方法は種々考えられているが⁵⁾、高圧状態を得るには、高い荷重とそれを保持するアンビルが必要である。高い荷重を与える装置として、1000 t の両押し型のプレスを用い、さしあたり 360 t の上部ピストンの

みを使用した。荷重はピストンの油圧により知ることができ、精度は±3 t 程度である。

アンビルはガードル型のもを用い、その全外径 320 mm φ、三層の焼ばめにより圧力室壁のタンダステンカーバイドを補強してあり、圧力室の寸法は10 φ×25 mm である。なお截頭円錐形をなすピストンの頂角は 90° のものを使用した。

3. 圧力室の形状決定

圧力室内には試料、加熱炉、断熱材(絶縁材および圧力媒体)、熱電対などを組込む必要がある。これらの組込み方および寸法の違いにより、同一荷重を与えた場合でも同一圧力が発生せず、また圧力状態も変わってくる。まず形状の違いにより、圧力の発生状態をいちじるしく変えるガスケットについて検討した。ガスケットはシリンダーおよびピストンの補強のほか、圧力室内の材料の流出を防ぎ、またガスケット自身おしつぶされて厚さが減少し、圧力室の圧縮に必要なストロークを与える役目をもする。ガスケットは上下2個あるが、上部は熱電対の挿入のため、変形を少なくするように 2 mm 厚さのものを使用した。Fig. 1 は下部ガスケットの厚さを変えた時の、荷重に対する Bi の電気抵抗変化を示したものである。この電気抵抗変化、すなわち Bi の圧力下での転移状態から圧力室の圧力状態がわかる。ガスケットの厚い場合は薄い場合に比べて少ない荷重で転移が起こり、すなわち同一荷重を与えた場合は圧力室内に発生する圧力は高くなる。したがつて厚いガスケットを用いた場合の圧力室内の圧力勾配は大であり、薄いガスケットの場合は小であると考えられる。そこでこれらの点を考えてガスケットの厚さは 7 mm と決定した。この場合 Bi の長さを 6 mm として測定すると、Bi の各転移は、ガスケットの厚さを 8 または 9 mm とした場合と比較して急激に起こり、圧力勾配が中央部 6 mm 程度ではゆるやかになつていゝと考えられる。

温度分布は中央部 900°C の時そこから 7 mm 離れた場所で約 100°C の偏差があり、試料挿入可能領域は比較的狭いことがわかる。以上のように圧力状態、温度分布、および挿入物の工作、組込み方の難易を考慮して、

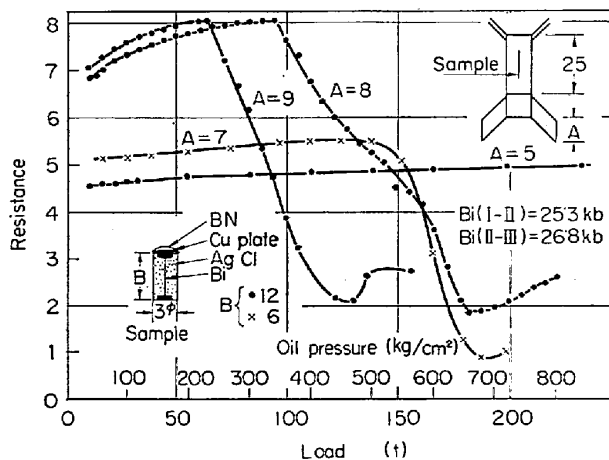


Fig. 1. Effect of thickness of gasket on relation between resistance of bismuth and press load.