

© 1989 ISIJ

論 文

冷延鋼板の深絞り性におよぼす C と Cr,
Si および P との 組合せの影響

大 沢 絃 一*・栗 原 極*2

Effect of the Interaction between Carbon and Substitutional Elements on
the Deep Drawability and Texture of Cold-rolled Sheet Steels

Koichi OSAWA and Kiwami KURIHARA

Synopsis :

The effect of the interaction between carbon and substitutional elements such as chromium, silicon and phosphorus on the deep drawability of cold-rolled steel sheets was studied.

Chromium drastically deteriorates the deep drawability with the coexistence of C. This effect is derived from the interaction between C and Cr : this attractive interaction tends to form Cr-C dipole and weakens the orientation selectivity of recrystallization nuclei by inhibiting the dislocation movement. The effect of Cr is similar to that of Mn.

Silicon and phosphorus keep similar effects on the deep drawability independent of the existence of C. This reflects the absence of attractive interaction between C and Si or P.

Phosphorus improves the deep drawability in steels containing both C and Mn in the case of annealing by slow heating. This fact is explained by the indirect effect of P that suppresses the interaction of C and Mn.

Key words : deep drawability ; recrystallization texture ; cold-rolled steel sheet ; interaction between carbon and substitutional elements ; chromium ; silicon ; phosphorus ; Cr-C dipole.

1. 緒 言

最近、炉外精錬を主体とする製鋼技術の発展にともない、C、P、S、Nなどの元素を極微量のレベルにまで低減することが可能となつてきた。これまでの知見によると、これら元素の低減は冷延鋼板の{111}再結晶集合組織に対して必ずしも好ましい影響を持つとは限らず、また、Mnなど基本的に含まれる合金元素との相互作用により、その影響度合いが変化することも知られている¹⁾。

今後、高純度化技術を生かして、深絞り用冷延鋼板についての新製品開発や新製造プロセスに対応したより合理的な成分設計を行うには、{111}再結晶集合組織におよぼすC、P、S、Nなどの単独の影響はもとより、これら元素間あるいは基本的に含まれる合金元素との間の相互作用の影響を正確に把握し、そのメカニズムを理解する必要がある。

このような背景から、著者らはCとMn、Cr、Si、P

など置換型固溶元素との組合せの再結晶集合組織および深絞り性への影響を系統的に調査してきた。そして、前報²⁾ではCとMnの組合せについて報告した。この中で、冷延鋼板の{111}再結晶集合組織の発達にはCとMnの共存によつて著しく抑制され、深絞り性が顕著に劣化することを明らかにした。さらに、これはC原子とMn原子のアトラクティブな相互作用により形成されたC-Mn dipole (または Complex)³⁾が主に回復過程に作用し、再結晶核生成の際の方位選択性を変化させることによると考えた。そこで、本報ではCとCr、Si、Pとの組合せについて、再結晶集合組織および $\bar{r}$ 値への影響をC量、炭化物形態および焼鈍加熱速度の異なる条件で調べた結果を報告する。

なお、通常の深絞り用冷延鋼板に用いられる低C鋼ではMnを0.2%程度含んでおり、そのためCとMnの相互作用の影響が大きく現れる。したがって、本来のCと置換型固溶元素との組合せの効果を把握するには、C-Mn相互作用の寄与を極力小さくすることが必要であ

昭和60年10月本会講演大会にて発表 昭和63年7月19日受付 (Received July 19, 1988)

* NKK 技術総括部 (Iron and Steel Technology Dept., NKK Corporation, 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

*2 NKK 鉄鋼研究所 (Steel Research Center, NKK Corporation)

る。そこで、Mn 量が 0.05% の極低 Mn 鋼を主体に調査を進め、比較材として Mn 量が 0.20% の鋼についても検討した。

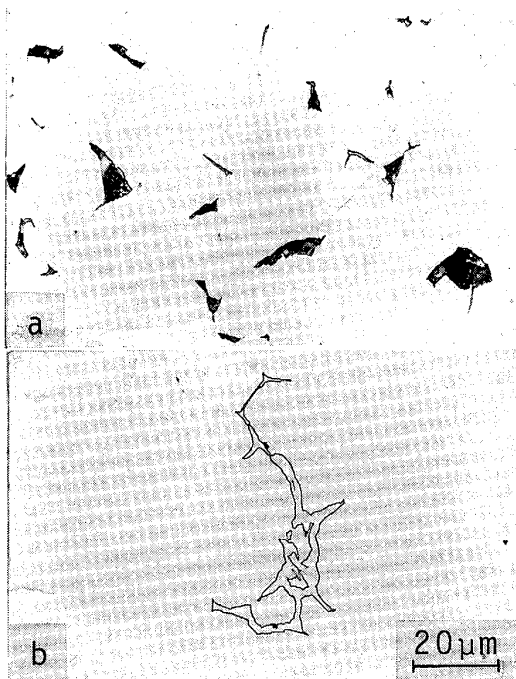
2. 実験方法

供試材は 0.04%C-0.05%Mn の Al キルド鋼をベースにして Cr 量を *tr.*~0.40%, Si 量を *tr.*~0.40%, P 量を 0.002~0.08% の範囲でそれぞれ変化させた鋼と 0.04%C-0.20%Mn の Al キルド鋼をベースにして Si 量および P 量を同じように変化させた鋼である。いずれの鋼も真空溶解材であり、その化学成分を Table 1 に示す。なお、S 量は 0.003% 以下としたが、これは低 Mn 化にともなう S の影響の顕在化を抑えるためである。溶製した 50 kg 鋼塊を分塊後、1250°C で 1 h 加熱してから仕上温度 900°C で板厚 3 mm に熱間圧延し空冷した。

つぎに、これらの熱延板には前報²⁾と同じように焼準

Table 1. Chemical compositions of samples (wt%).

	C	Si	Mn	P	Cr
Cr series	0.04	<i>tr.</i>	0.06	0.005	<i>tr.</i> ~0.38
Si series	0.04	<i>tr.</i> ~0.40	0.05	0.005	—
	0.04	<i>tr.</i> ~0.40	0.20	0.005	—
P series	0.04	<i>tr.</i>	0.04	0.002~0.080	—
	0.04	<i>tr.</i>	0.20	0.002~0.080	—



a : Pearlite b : Coarse cementite

Photo. 1. Carbide morphologies of hot bands after heat treatment.

後、C 量や炭化物形態を変えるための前処理を行った。まず、C 量が 0.04% で、炭化物形態が低温巻取り材に相当してパーライトが Mean free path で 20 μm 程度に微細に分散したサンプル（パーライト材）と高温巻取り材に相当して粗大化したセメンタイトが Mean free path で 80 μm 程度の距離で分散したサンプル（粗大セメンタイト材）を作成した。前者については、焼準ままで目的の炭化物形態が得られるので、350°C×1 h 均熱後炉冷の処理を行い、固溶 C をほとんど 0 とした。後者については、オーステナイトとフェライトの共存域の 780°C×1 h 均熱後炉冷の処理によつて得た。なお、粗大セメンタイト材の残留固溶 C 量は約 4 ppm であった。Photo. 1 に上記 2 種類の炭化物形態の例を示す。これとは別に、700°C×30 h の湿 H₂ 雰囲気処理により C 量を 0.002% 以下まで減らしたサンプル（0.002% C 材）も作成した。前処理後のフェライト粒度は Si 量を変えたシリーズが ASTM 粒度番号で 8 から 8.5、P 量を変えたシリーズが同じく 9 とほぼ一定であつたのに対し、Cr 量を変えたシリーズは Cr 量が多くなるほど細粒となつており、ASTM 粒度番号で 7 から 8.5 と変化していた。なお、上記前処理により AlN は完全に析出しているので、冷延後の再結晶過程への AlN の寄与は無視できると考えられる。

以上のサンプルについては、75% の冷間圧延後、徐加熱焼鈍（昇温速度 100°C/h, 700°C×1 h 均熱）と急速加熱焼鈍（700°C のソルトバスに 2 min 浸漬して再結晶させた後、いったん空冷し、さらに不活性ガス雰囲気焼鈍炉で再加熱し、700°C×1 h の均熱を行った。この場合の再結晶時の昇温速度は 50°C/s であった。）を行い、スキンプラス圧延後 $\bar{r}$ 値を測定した。また、冷延後および焼鈍後の集合組織を板厚 1/4 位置の X 線積分反射強度（P 値）⁴⁾ により評価した。

また、C と Cr の相互作用が再結晶過程のどの段階で影響するかを確かめるため Cr 量を変えたシリーズの一部のサンプルについて、75% の冷間圧延後 300 から 500°C の種々の温度に保持したソルトバスに 10 min 浸漬する前焼鈍を行った。ついで、250°C で 5 h の過時効処理を行った後、700°C のソルトバスに 2 min 浸漬する急速加熱焼鈍を行い完全に再結晶させた。その後焼鈍板の X 線積分反射強度を測定した。また、前焼鈍後のサンプルについては再結晶の進行状態を光学顕微鏡により調べた。

3. 実験結果

3.1 C と Cr の組合せの影響

まず、冷間圧延後のX線積分反射強度を測定したが、冷延集合組織はC量および炭化物形態により若干異なっているものの、Cr量による変化はほとんどなかった。

つぎに、焼鈍後のX線積分反射強度をFig. 1に示す。冷延集合組織の変化は小さいが、再結晶集合組織はC量、炭化物形態およびCr量により著しく変化する。まず、0.002% C材では{222}強度が高く、{200}、{110}強度が低い、そして、Cr量による変化はわずかである。これに対し、0.04% C鋼ではいずれの炭化物形態材とも0.002% C材に比べて{222}強度が低くなり、{200}、{110}強度が高くなる。そして、Cr量増加にともなう{222}強度の低下と{200}強度の上昇が著しくなる。すなわち、CとCrが共存する時{111}再結晶集合組織の発達が著しく抑制される。徐加熱焼鈍材と急速加熱焼鈍材を比べると、0.002% C材とパーライト材では加熱速度の速い方が{222}強度が低く、{200}、{110}強度が高くなるが、粗大セメンタイト材ではこの逆の傾向になる。

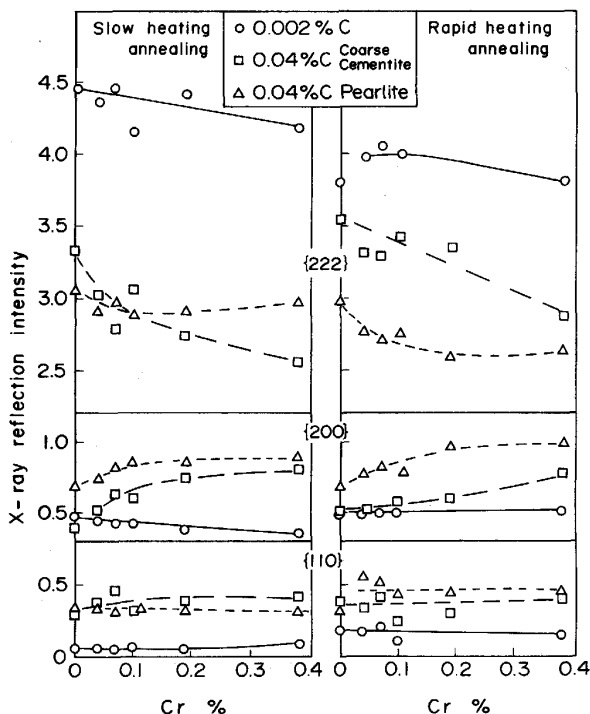


Fig. 1. Effect of chromium on the recrystallization texture of steels with various carbide morphologies, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C. The heating rate for annealing is 100°C/h and 50°C/s for slow and rapid heating annealing, respectively.

焼鈍後の $\bar{r}$ 値の変化をFig. 2に示す。 $\bar{r}$ 値の変化はFig. 1に示す再結晶集合組織変化と対応している。まず、0.002% C材の $\bar{r}$ 値は徐加熱および急速加熱焼鈍の場合ともに、Cr量の増加にともないやや高くなる傾向にあるが、その変化は小さい。これに対し、粗大セメンタイト材の $\bar{r}$ 値はCr量が|では0.002% C材とほぼ同じレベルであるが、Cr量の増加とともに著しく低下する。低下の度合いは急速加熱焼鈍の方が小さく、このため、0.002% C材とは異なり加熱速度の速い方が $\bar{r}$ 値は高くなる。パーライト材では $\bar{r}$ 値の絶対値が低く、Cr量による低下が著しいが、低下度合いは粗大セメンタイト材より小さい。また、この場合には加熱速度依存性はほとんどない。これらの傾向は前報²⁾でのCとMnの組合せの場合と同じである。

つぎに、C量とCr量の異なる冷延板、すなわち、0.2% Crの粗大セメンタイト材、0.2% Crの0.002% C材および|Crの粗大セメンタイト材について、急速加熱焼鈍後の集合組織におよぼす前焼鈍の影響を調べた結果をFig. 3に示す。|Crの粗大セメンタイト材と0.2% Crの0.002% C材、すなわち、CrまたはCのいずれかが極めて少ないサンプルの再結晶焼鈍後の集合組織は前焼鈍条件によらずほぼ一定であるのに対し、CとCrの両者が共存する0.2% Crの粗大セメンタイト材の集合組織は前焼鈍条件により大きく変化する。
| |

| |

3.2 C と Si の組合せの影響

0.05% Mn および 0.20% Mn 鋼について、冷間圧延後および焼鈍後のX線積分反射強度を測定したが、その結

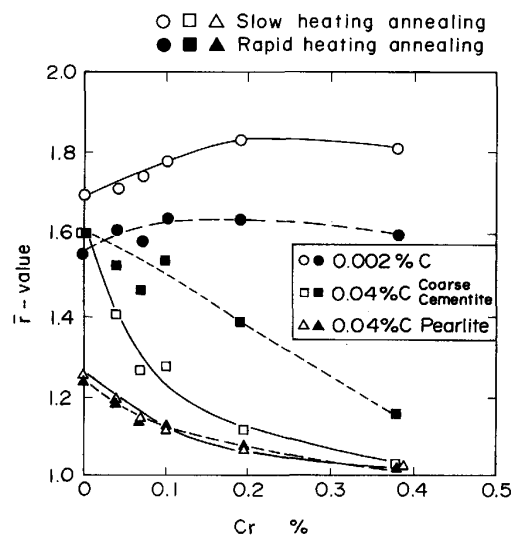


Fig. 2. Effect of chromium on the $\bar{r}$ -value of steels with various carbide morphologies, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C. The heating rate for annealing is 100°C/h and 50°C/s for slow and rapid heating annealing, respectively.

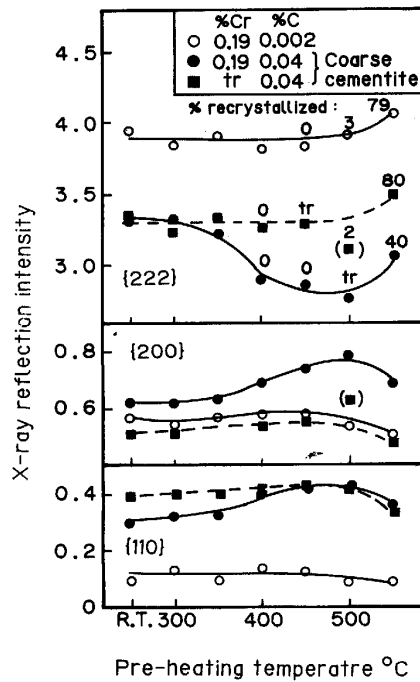


Fig. 3. Effect of preliminary heat treatment (pre-heating) on the recrystallization texture of steels with various chemistry, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C for 2 min after rapid heating at a rate of 50°C/s. Pre-heating: heating at 300 to 550°C for 10 min followed by overaging at 250°C for 5 h.

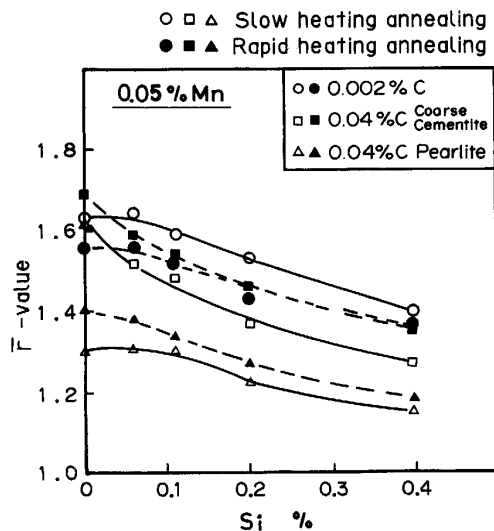


Fig. 4. Effect of silicon on the $\bar{r}$ -value of steels with various carbide morphologies, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C. The heating rate for annealing is 100°C/h and 50°C/s for slow and rapid heating annealing, respectively.

果は次のとおりである。冷延集合組織は C 量、炭化物形態および Si 量が変わってもほとんど変化しなかった。つぎに、焼鈍後の X 線積分反射強度は、0.002% C

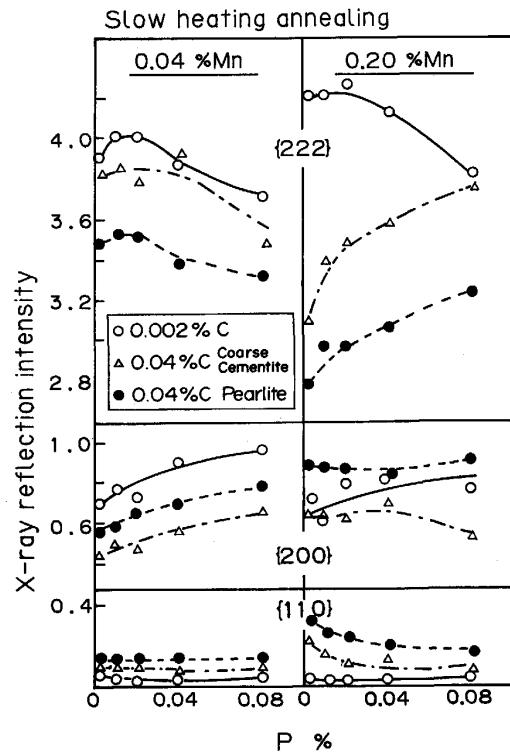


Fig. 5. Effect of phosphorus on the recrystallization texture of steels with various carbide morphologies, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C after slow heating at a rate of 100°C/h.

材では {222} 強度が高く、{200}、{110} 強度が低いのにに対し、C 量が 0.04% になると {222} 強度が低くなり、{200}、{110} 強度が高くなった。これらの変化は Cr 添加の場合と同じであるが、Si 量増加による再結晶集合組織の変化、すなわち、{222} 強度の低下と {200}、{110} 強度の増加は Cr 添加の場合と異なり、C 量、炭化物形態および焼鈍加熱速度によってその傾向はほとんど変わらなかった。なお、Mn 量が増えると、{222}、{200}、{110} の強度レベルは変わるが、Si 量増加に伴う変化はほぼ同じであつた。

0.05% Mn 鋼の焼鈍後の $\bar{r}$ 値におよぼす Si 量の影響を Fig. 4 に示す。C 量、炭化物形態および焼鈍加熱条件により $\bar{r}$ 値のレベルは異なるが、いずれの条件でも Si 量の増加にともない同じような傾きで $\bar{r}$ 値は低下する。これは再結晶集合組織の変化とも一致していた。なお、この傾向は C と Cr の組合せおよび C と Mn の組合せの場合と異なっている。

Mn 量が 0.20% に増えた場合には、C-Mn 相互作用が強まるため $\bar{r}$ 値のレベルは低くなるが、Si 量の増加により $\bar{r}$ 値が単調に減少する傾向は 0.05% Mn 鋼と変わらなかった。

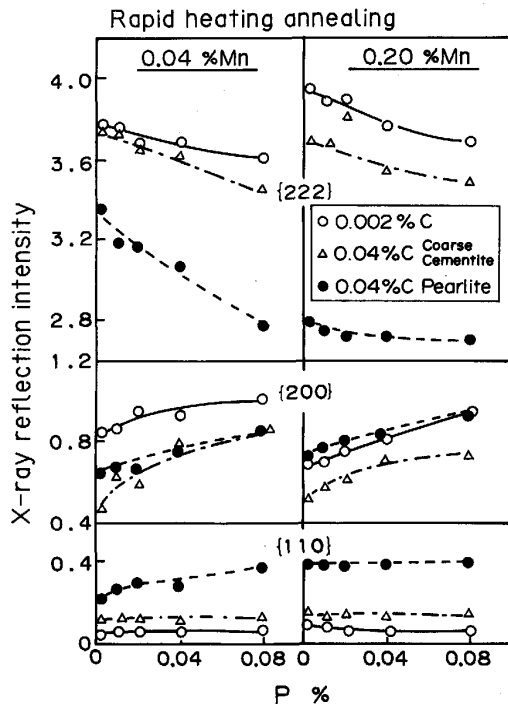


Fig. 6. Effect of phosphorus on the recrystallization texture of steels with various carbide morphologies, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C after rapid heating at a rate of 50°C/s.

3.3 C と P の組合せの影響

0.05% Mn および 0.20% Mn 鋼の冷間圧延後の X 線積分反射強度におよぼす P の影響を調査したが、Mn 量はもちろん、C 量や炭化物形態の違いによる冷延集合組織の差はほとんどなく、また P 量の増加による変化も認められなかった。

つぎに、焼鈍後の X 線積分反射強度の P 量による変化を徐加熱焼鈍の場合について Fig. 5、急速加熱焼鈍の場合について Fig. 6 に示す。まず、徐加熱焼鈍の場合、P 量の影響が C 量や Mn 量によつて異なる。C 量が 0.04% の場合、0.05% Mn 鋼では P 量の増加とともに {222} 強度が低下し、{200} 強度が上昇するのに対し、0.20% Mn 鋼では P 量の増加にともない、{222} 強度が増し、{200} 強度はほぼ一定か低下する。また、{110} 強度は 0.05% Mn 鋼ではほぼ一定であるが、0.20% Mn 鋼では P 量の増加にともない低下する。これらの傾向は炭化物形態によらず同様であるが、パーライト材より粗大セメントタイト材の方が {222} 強度が高く、{200} 強度が低い。C 量が 0.002% の場合は、Mn 量によらず P 量の増加にともない {222} 強度は低下し、{200} 強度が上昇する。{110} 強度は低くほぼ一定である。

これに対し、急速加熱焼鈍の場合には、C 量や炭化物形態によらず、P 量の影響は同じ傾向にある。すな

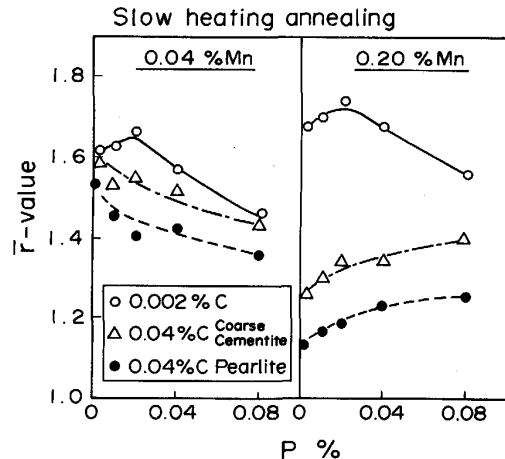


Fig. 7. Effect of phosphorus on the $\bar{r}$ -value of steels with two different manganese levels, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C after slow heating at a rate of 100°C/h.

わち、P 量の増加にともない {222} 強度が低下し、{200} 強度が上昇する。

Fig. 7 に徐加熱焼鈍材の $\bar{r}$ 値におよぼす P の影響を示す。0.04% C でかつ 0.20% Mn の場合は、P 量の増加とともに $\bar{r}$ 値は上昇するが、0.002% C あるいは 0.04% Mn の場合は P 量の増加とともに $\bar{r}$ 値は低下する。なお、0.002% C 鋼ではいずれの Mn 量とも 0.02% P 付近に極大値が認められる。これらの $\bar{r}$ 値の変化は Fig. 5 に示した再結晶集合組織とよく対応している。

なお、急速加熱焼鈍材についての $\bar{r}$ 値の記載は省略したが、Fig. 6 に示した再結晶集合組織に対応し、C 量、Mn 量によらず P 量の増加とともに $\bar{r}$ 値は同じように低下した。

0.05% Mn 鋼での $\bar{r}$ 値への C と P の組合せの影響は、C と Cr および C と Mn の組合せの場合と異なり、C と Si の組合せの場合と類似している。

4. 考 察

4.1 C と Cr の組合せ

{111} 再結晶集合組織形成に対して、Cr は単独では大きな影響をおよぼさないが、C と共存すると著しくその発達を抑制し、 $\bar{r}$ 値を著しく低下させることが分かった。また、粗大セメントタイト材の $\bar{r}$ 値に特異な加熱速度依存性、すなわち、急速加熱焼鈍材の方が徐加熱焼鈍材より $\bar{r}$ 値が高くなることが明らかとなった。これは Mn と C の組合せの場合と同じである。このことから C と Cr の共存により再結晶集合組織のランダム方位化が促進される原因として、C と Cr の相互作用が考えられる。このような C と Cr の相互作用の例として、

阿部ら⁵⁾により, C と Cr は dipole を形成することが Cr を含む低 C 鋼の焼入時効過程の電気抵抗率の変化とそのマッシーセン則からのずれによつて確かめられている. C と Mn の組合せの場合と同様, C と Cr が共存する時は両者のアトラクティブな相互作用により C-Cr dipole が形成され, 再結晶集合組織に影響をおよぼすものと推察できる.

Fig. 3 において, C と Cr の相互作用が強いと考えられる 0.2%Cr の粗大セメンタイト材の再結晶焼鈍後の集合組織は, 前焼鈍温度が 300°C までは R. T. (前焼鈍しない場合) と変わらないが, 350°C 以上で顕著な {222} 強度の低下と {200}, {110} 強度の上昇が認められ, そして, 550°C 以上になるとこの傾向は弱まる. いっぽう, C と Cr の相互作用が弱いと考えられるその他のサンプルは, 前焼鈍による再結晶焼鈍後の集合組織変化は小さい.

0.2%Cr の粗大セメンタイト材の前焼鈍での再結晶開始は 500°C 以上であり, 顕著な集合組織変化を生じている 350°C から 500°C は回復段階に相当している. これは前報での C と Mn の組合せの場合²⁾ と同じように, 回復段階での C と Cr の相互作用が再結晶集合組織に著しい影響をもたらすと言える.

すなわち, 固溶した C 原子は Cr 原子とのアトラクティブな相互作用により C-Cr dipole を形成し, これが回復段階における転位の運動に対する強い抑制力となり, 転位の再配列, 亜粒界 (小傾角粒界) の移動あるいは消滅に影響をおよぼし, その結果, 再結晶核生成の際の方位選択性が変化するような状況をもたらすのであろう.

また, 粗大セメンタイト材の場合, Cr を添加してゆくと $\bar{r}$ 値の加熱速度依存性が Mn の場合と同じように変化する. すなわち, 急速加熱焼鈍の方が徐加熱焼鈍よりも $\bar{r}$ 値が高くなるのは, 前者の方が C の溶込みの遅れにより, C-Cr 相互作用の生じる量の少ない, すなわち, C-Cr dipole の形成頻度が少ない条件下で回復・再結晶が進むためと考えられる.

4.2 C と Si および C と P の組合せ

C-Mn 相互作用の少ない 0.05%Mn 鋼における Si 量や P 量の変化による $\bar{r}$ 値の変化は, それぞれの元素の本来の影響に近いものを現していると考えられる. そして, C 量, 炭化物形態および焼鈍加熱速度によらず, それぞれの元素量の増加とともに $\bar{r}$ 値がほぼ単調に低下することから, C と Si あるいは C と P の間には C と Cr あるいは C と Mn の間に見られたアトラクティブな相互作用はないと考えられる. これは, こ

れらの組合せにおける炭化物形成傾向が弱いことから予想できる. {111} 再結晶集合組織の発達に対する抑制効果が小さいのはこのためであろう.

4.3 C-Mn 相互作用への Si と P の影響

0.05%Mn 鋼と 0.20%Mn 鋼での Si あるいは P の $\bar{r}$ 値への影響を比較することにより, C-Mn 相互作用に Si あるいは P が影響するかどうか分かる. Si 添加の場合は Mn 量が変わつても $\bar{r}$ 値におよぼす影響が C 量, 炭化物形態および焼鈍加熱速度によりほとんど変わらないことから, C-Mn 相互作用に Si は影響しないと言える.

いっぽう, P 添加の場合は Si 添加の場合とは異なり, Mn 量によつて $\bar{r}$ 値におよぼす P 量の影響が変化する. これは徐加熱焼鈍の場合にのみ認められる現象であり, 急速加熱焼鈍では認められない. すなわち, 徐加熱焼鈍の場合, 0.05%Mn 鋼では C 量や炭化物形態によらず P 量が増すほど $\bar{r}$ 値は低下する. また 0.20%Mn 鋼の場合は C 量によつて変わり, 0.002%C では P 量とともに $\bar{r}$ 値は低下するのに対し, 0.04%C では炭化物形態によらず P 量とともに $\bar{r}$ 値は上昇する. 言い換えると, C と Mn が共存しておりかつ徐加熱焼鈍の場合においてのみ P 添加は, $\bar{r}$ 値を上昇させる. すなわち, 回復・再結晶段階において C が十分にフェライトに溶込み, しかも Mn が共存する場合にのみ上記現象が生じる. このメカニズムを考察するため, 徐加熱焼鈍の場合について, $\bar{r}$ 値と C 量, Mn 量, P 量の関係をこれまでのデータをもとに整理してみた. その結果を Fig. 8 に示す. この図において, 0.04%C の場合はパーライト材のデータを用いている. 同図中から矢印は C-Mn 相互作用による $\bar{r}$ 値低下分と考えることができる. すな

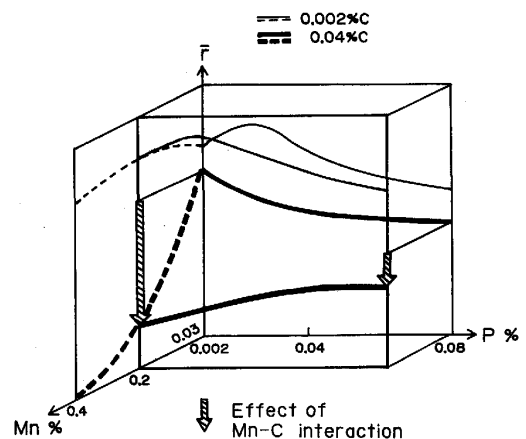


Fig. 8. Schematic illustration representing the effect of manganese and phosphorus in ultra-low carbon and low carbon steels.

わち、C と Mn の共存下において、P 量が増すと C-Mn 相互作用の寄与が小さくなると考えることができる。

4.4 C-Mn-P の組合せにおける P の役割

M. GUTTMANN ら⁶⁾ は各種元素の偏析挙動の解析から、鋼中において Mn と P はアトラクティブな相互作用のあることを見出している。このことから、C と Mn の共存下における P 添加による C-Mn 相互作用の減少は、Mn と P のアトラクティブな相互作用により C-Mn 相互作用が弱められる。すなわち、C-Mn dipole の形成が抑制されるものと考えることができる。なお、恵良ら⁷⁾ は内部摩擦測定によつて、570°C での C の固溶量におよぼす P と Mn の影響を調べたところ、Mn 量の低い領域では P 量の少ない方が固溶 C 量は多いが、Mn 量が高くなると P 量の多い方が固溶 C 量が多くなることを見出した。そして、これは P が C-Mn 相互作用を弱めていることにもとづくと考えた。

これらのことから、0.04% C-0.20% Mn 鋼で P 添加により $\bar{r}$ 値が上昇したのは、低 P 領域では強い C-Mn 相互作用により {111} 再結晶集合組織の発達が抑制されていたものが、P 量の増加にともない C-Mn 相互作用が弱められ、{111} 再結晶集合組織の発達に対して有利な条件となつたことにもとづくと考えられる。

なお、以前著者ら⁸⁾ は 0.2~0.3% Mn 鋼で C 量と炭化物形態を変化させて、深絞り性におよぼす P 量の影響を調べ、徐加熱焼鈍すると、低 C 鋼 (0.05%) では P 量とともに $\bar{r}$ 値が上昇するが、極低 C 鋼 (0.001%) では逆の傾向のあることを見出した。そして、低 C 鋼での P 添加による $\bar{r}$ 値の上昇は、再結晶段階での固溶 C の {222} 強度を下げ、{110}、{200} 強度を高める作用を P が抑制することによると考えた。当時はまだ固溶 C と Mn の相互作用は考慮していなかつたのでこのような結論に至つたが、今回の考え方はこれまでの考え方をさらに前進させたものと言える。

ところで、P が常に C-Mn 相互作用に影響をおよぼすのであれば、パーライト材を急速加熱焼鈍した場合も、徐加熱焼鈍した場合と同様の集合組織変化が見られたはずである。しかし、予期したような結果は得られなかつた。炭化物の溶解速度の大きいパーライト材においては、C-Mn 相互作用の大きさは焼鈍の加熱速度によらず同程度であると考えられることから、今回の加熱速度による集合組織の違いは P の影響が加熱速度により異なるためと言える。ここで、前述のように Mn-P 相互作用が C-Mn 相互作用を弱めるという考えを前提にすると、Mn-P 相互作用の強さが焼鈍の加熱速度により異なると

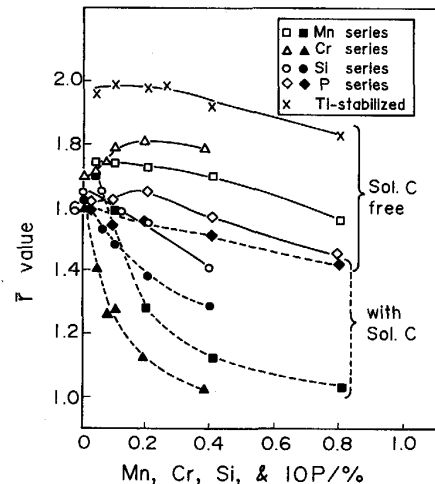


Fig. 9. Effect of substitutionals, Mn, Cr, Si, and P, on the $\bar{r}$ -value of steels with different solute carbon levels, cold-rolled by 75%, annealed at 700°C after slow heating at a rate of 100°C/h.

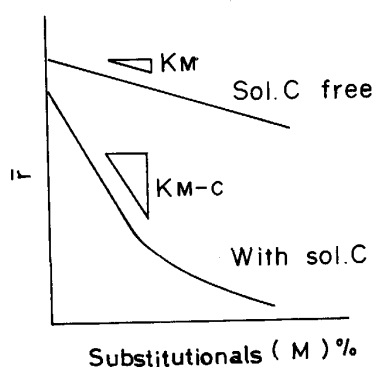
考えることができる。おそらく、徐加熱焼鈍では P が拡散して Mn と相互作用することが可能であるが、急速加熱焼鈍では P の拡散が十分起こる前に回復・再結晶が進行するため、Mn-P 相互作用の機会が少なくなるのであろう。

なお、0.002% C 鋼における $\bar{r}$ 値の変化から、P 単独の効果としては広いレンジでは $\bar{r}$ 値を低下させるものと考えられるが、徐加熱焼鈍の場合では P 量の 0.02% に $\bar{r}$ 値の極大値が認められる。このメカニズムについてははっきりしないが、Mn 量に関係なく、極低 C 鋼に生じる現象であることから、P の他の元素との相互作用とは別に、P 特有の効果、すなわち、P の粒界偏析による粒界近傍の再結晶核発生挙動の変化などが加わつたことによると推察される。なお、低 C 鋼では粒界への C の偏析が強いため、P の粒界偏析は弱い。極低 C 鋼では粒界 C の減少により、P の粒界偏析が促進されると考えられる。

4.5 C と置換型固溶元素の相互作用

前報²⁾ ならびに今回のデータをもとに、C と置換型固溶元素の組合せの $\bar{r}$ 値への影響を、回復・再結晶過程で固溶 C が存在する場合と存在しない場合についてまとめると Fig. 9 のようになる。なお、前者には 0.04% C の粗大セメントタイト材、後者には 0.001~0.002% C の極低 C 材をそれぞれ徐加熱焼鈍した時のデータを用いた。

各元素の増加にともなう $\bar{r}$ 値低下の傾きを固溶 C が存在しない場合を K_M 、固溶 C と共存する場合を K_{M-C} とし、 K_{M-C}/K_M を求めると Fig. 10 のようになる。Mn と Cr



Element	K_{M-C}/K_M
Mn Cr	10 ~ 15
Si P	1 ~ 1.5

Fig. 10. Schematic illustration of the change in $\bar{r}$ -value with the content of substitutional elements. K_M and K_{M-C} : the slope of the content of substitutional elements vs. $\bar{r}$ -value curve for steels of solute carbon free and with solute carbon, respectively.

の K_{M-C}/K_M は 10~15, Si と P の K_{M-C}/K_M は 1~1.5 となつた。この値は C と各元素の相互作用の影響の度合いを表すものと思われる。すなわち、冷延鋼板の再結晶集合組織形成に対して、C-Mn, C-Cr の組合せはアトラクティブな相互作用により大きな影響をもたらすし、C-Si, C-P の組合せはアトラクティブな相互作用がないためその影響は小さくなると結論できる。

ところで、鉄中の C と合金元素の相互作用は溶鉄中において系統的に調べられており、固相において同じ傾向を持つものと考えられている⁹⁾。また、一般に Fe よりも炭化物形成傾向の強いとされる合金元素は C 原子との結合力が強く、Fe よりも炭化物形成傾向の弱いものはこの逆であると考えられている⁹⁾。このような溶鉄中での挙動などから推察して、Mn, Cr は前者、Si, P は後者に属すると思われる、本報の結果はこれらと傾向的には一致している。

5. 結 論

低 C 冷延鋼板の再結晶集合組織と深絞り性におよぼす C と Cr, Si および P の組合せの影響を C 量, Mn 量, 炭化物形態および焼鈍加熱条件の異なる条件下で調べ、次の結論を得た。

1) 極低 C 鋼 (C:0.002%) においては、Cr 量, Si 量, P 量の増加にともない、再結晶集合組織は {222} 強度が低下し、{200}, {110} 強度が上昇することによりランダム化の方向に変化するが、その程度は小さい。すなわち、 $\bar{r}$ 値は Cr 量, Si 量, P 量の増加にともない低下するが、その程度は小さい。

2) 低 C 鋼 (C:0.04%) においては、Cr 量の増加にともない再結晶集合組織は急激にランダム化するが、Si 量と P 量の増加にともなう再結晶集合組織の変化は小さく、極低 C 鋼におけると同程度である。すなわち、Cr 量の増加にともない $\bar{r}$ 値は著しく低下するが、Si 量と P 量の増加にともなう $\bar{r}$ 値の低下は極低 C 鋼と同程度に小さい。

3) C と Cr が共存する場合の再結晶集合組織の変化は、C と Mn が共存する場合の C-Mn 相互作用と同様、C-Cr 相互作用によるものと考えられる。

4) 再結晶以前の回復段階で C と Cr が共存することにより、その後の再結晶集合組織が変化することを実験により明らかにした。これにより、C-Cr 相互作用は回復組織に影響を与え、その結果 {111} 再結晶集合組織の発達を抑制していると推察される。

5) C と Mn が共存する場合、P 添加により徐加熱焼鈍後の再結晶集合組織のランダム化が抑制されるが、これは P による C-Mn 相互作用の抑制効果によるものと考えられる。

6) P による C-Mn 相互作用の抑制効果は、急速加熱焼鈍では見られないことから、これには P の拡散が関与していると考えられる。

文 献

- 1) 阿部秀夫: 鉄鋼薄板の再結晶および集合組織 (日本鉄鋼協会編) (1974)
- 2) 大沢紘一, 鈴木輝男, 松藤和雄, 栗原 極: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1728
- 3) 阿部秀夫, 鈴木竹四, 岡田 進: 鉄と鋼, 69 (1983), S1415
- 4) 松藤和雄, 下村隆良: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 28
- 5) 阿部秀夫, 鈴木竹四, 高 道德, 福田佳之: 鉄と鋼, 71 (1985), S647
- 6) M. GUTTMANN, Ph. DUMOULIN and M. WAYMAN: Metall. Trans. A, 13 (1979), p. 1693
- 7) 恵良秀則, 清水峯男, 鄭 鎮煥: 鉄と鋼, 71 (1985), S646
- 8) 松藤和雄, 下村隆良, 大沢紘一, 小野 賢, 酒匂雅隆: 鉄と鋼, 69 (1983), p. 1303
- 9) 西沢泰二: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 401