

論 文

UDC 669.12 : 669.784 : 548.23 : 620.186.4

Fe-C 合金の冷延, 再結晶集合組織*

野村 伸吾**・柚鳥 登明***・福塚 淑郎***

Cold-Rolling and Annealing Textures in Fe-C Alloys

Shingo NOMURA, Toshiaki YUTORI, and Toshiro FUKUTSUKA

Synopsis:

The influence of carbon content on cold rolling and annealing textures of Fe-C alloys containing 0.003, 0.011, 0.021 wt%C has been studied. To avoid the effects of pre-existing grain boundary and texture, hot rolled sheets with coarse grain and random texture are used. The results obtained are as follows.

(1) The structure and the texture of cold rolled sheet are largely affected by the amount of carbon in solution. When the amount of carbon in solution is small, sharp cell structure and rolling texture are formed. In the deformed grains with {111} planes parallel to sheet surface, crystal rotation from {111}<112> to {111}<110> around the <111>//N.D. axis is dominant. The main components of the annealing texture are {111}<112> and {111}<110>. When the amount of carbon in solution is large, cell structure and rolling texture are diffuse in the cold rolled sheet. In this case, crystal rotation from {111}<112> to {110}<001> around the <110>//T.D. axis is indicated to be dominant in the {111}<112> deformed matrix. The main component of the recrystallization texture is {110}<001>.

(2) The effect of reducing carbon in solution by precipitation treatment before cold rolling on the formation of rolling and annealing textures is more important than that of the precipitated cementite itself.

1. 緒 言

再結晶集合組織に及ぼすCの影響については, 主として深絞り性のよい鋼板を得るという見地から調べられ, 多くの結果が報告されている¹⁾²⁾. r 値を改善して良好な深絞り性を得るという点からは, 一応の結論が得られているが, Cが熱延, 冷延, 焼鈍などのどの過程に主として影響を及ぼしているかについては, 各過程へのCの影響を完全に分離して検討することが困難なため, まだ明らかにされていない. 武智ら³⁾は, C量の差は主として冷延組織中のミクロな方位分散に影響し, 冷延マトリックスを変化させることにより再結晶核発生段階に寄与すると考えている. 久保寺ら⁴⁾は, 焼鈍の際徐熱すると r 値には冷延前の固溶Cの影響が認められず, 急熱すると固溶Cが多いほど r 値が低下することと, 冷延集合組織には固溶Cによる差が認められないことから, 固溶

Cは回復から再結晶初期の段階に影響すると述べている.

一方, 集合組織に及ぼす炭化物の影響に関してもいくつかの報告があり, 冷延前にセメントイト⁵⁾または準安定炭化物⁶⁾などの微細な炭化物を析出させることにより, 冷延焼鈍後強い{111}優生方位をもつ良好な集合組織が形成されるといわれている. しかし, この場合にも, その機構は必ずしも明らかではなく, 阿部ら⁷⁾は, 冷延前に微細なセメントイトが存在することにより冷延板の変形帯における局所方位分布が影響され, {110}<001>方位の再結晶核の生成確率を低め{554}<225>+{111}<110>方位核が優先成長すると述べており, 寺崎ら⁸⁾は, 冷延前炭化物の析出状態の差は再結晶過程およびその後の粒成長過程で著るしい差を生じ, それは再結晶完了時点における結晶方位と粒径の関係から説明されると述べている. 微細セメントイトの影響に関してはこのほか, 焼鈍

* 昭和 47 年 4 月本会講演大会にて一部発表 昭和 50 年 1 月 7 日受付 (Received Jan. 7, 1975)

** (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

*** (株)神戸製鋼所浅田基礎研究所 (Asada Fundamental Research Lab., Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Chemical composition (wt %).

	C	Si	Mn	P	S	N	O
30 S	0.003	0.005	<0.001	0.002	0.002	0.0011	0.0056
100 S	0.011	0.015	<0.001	—	0.002	0.0009	0.0026
200 S	0.021	0.014	<0.001	—	0.001	0.0006	0.0020

Table 2. Heat treatments of hot rolled sheets.

	Heat treatment	Average grain size
30 S	650°C×30 min→Water Quench	173 μ
100 S	1 100°C×1 hr→Air Cool+600°C×30 min→Water Quench	147 μ
200 S	1 200°C×1 hr→Air Cool+730°C×30 min→Water Quench	137 μ
200 P	1 200°C×1 hr→Air Cool+730°C×30 min→Water Quench+280°C×2 hr→Furnace Cool	137 μ
200 F	1 200°C×1 hr→Air Cool+730°C×30 min→Water Quench+700°C×1 hr→Furnace Cool	137 μ

時のセメンタイトの再固溶が重要であるという考えも出されており⁸⁾，さらに小久保ら⁹⁾も指摘しているように，炭化物が析出することにより必然的に地鉄中の固溶Cが減少するので，この効果をも考慮する必要がある．さらにまた，Cが固溶限より多い場合には，粒界に存在する炭化物の影響をも避けることができない．

本実験ではこれらの諸点に留意し，粒界の炭化物の影響を避けるためC量はほぼ α 域の最大固溶限度とし，また粒界そのものの影響をも少なくするため熱延板はなるべく粗粒で，かつ一定の粒度にそろえて実験を行ない冷延および再結晶集合組織に及ぼす固溶Cおよび，粒界ならびに粒内に析出した炭化物の影響を抽出することを試みた．

2. 供試材および実験方法

再電解鉄を素材とし，10 kg 真空溶解にてC量の異なる3種のFe-C合金を溶製した．これらを熱間鍛造したのち950°C～980°Cで加熱後熱延して厚さ3 mmとし，表面を厚さ2 mmまで機械研削した．化学分析用試料は熱延板より採取した．分析結果をTable 1に示す．各C量の熱延板について，結晶粒を粗粒にし，しかも一定にそろえるため，熱延板焼鈍を行なったのちCの溶体化を行なった．さらに0.021% C材については熱延板で2種類の炭化物析出処理を行なった．これらの処理条件および熱延板粒径をまとめてTable 2に示す．なお200 Pでは0.5～1.0 μ 程度のセメンタイトが粒内に析出している(Photo. 1)．また，内耗による測定結果では正確な値は得られていないが，固溶C量の大きさの順は200 S，100 S，30 Sの順で，200 P，200 Fの値はさらに小さく，数ppmであつた．これらの熱延板を厚さ0.5 mmまで75%冷延したのち塩浴中で焼鈍し，測定に供した．再結晶完了後，粒成長によつて集合組織が変化するので

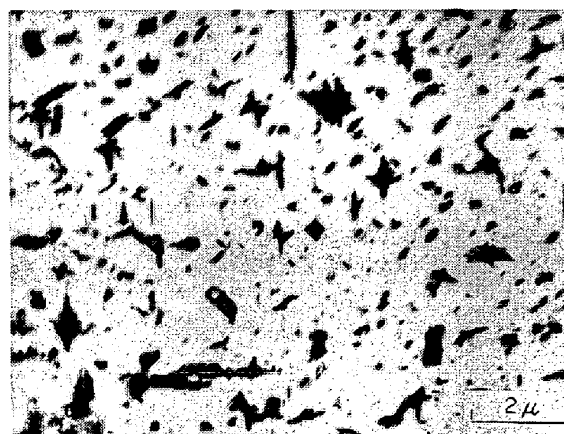


Photo. 1. Transmission electron micrograph of hot-rolled specimen 200P.

この影響を避けるため，焼鈍はすべて再結晶完了直後までとした．

冷延板および焼鈍板について電子顕微鏡観察，光学顕微鏡観察，再結晶率の測定およびエッチピット法による冷延状態と再結晶初期段階の観察を行なった．またX線による極密度の測定および(200)極点図の作成も行なった．再結晶率は板厚の中心部で板面に平行な面について点算法により測定し，10視野の平均から求めた．極密度は板厚中心部で(110)，(200)，(211)，(222)面について求め，極点図はMo-K α 線でSCHULZの反射法により中心から80°までの範囲で測定した．エッチピット腐食はエメリー研摩後，化学研摩液(H₃PO₄+H₂O₂+C₂H₅OH=10:8:1)で鏡面仕上げを行ない，マイクロピット腐食液で{110}ファセットエッチピットを作つた．ピットは2段レプリカ法により電顕観察した．なお，この場合方位は傾角顕微鏡によつて精密に測定したものでなく，写真上で判定したものである，すべてnear {hkl}〈uvw〉と記述すべきものである．

3. 実験結果および考察

3.1 固溶Cの影響

3.1.1 集合組織

冷延および再結晶集合組織に対して熱延集合組織が影響することはよく知られているので¹⁰⁾, Table 2 の熱処理をした熱延板について板厚中心部の集合組織を極密度で調べた。結果を Fig. 1 に示す。固溶C量の異なる試

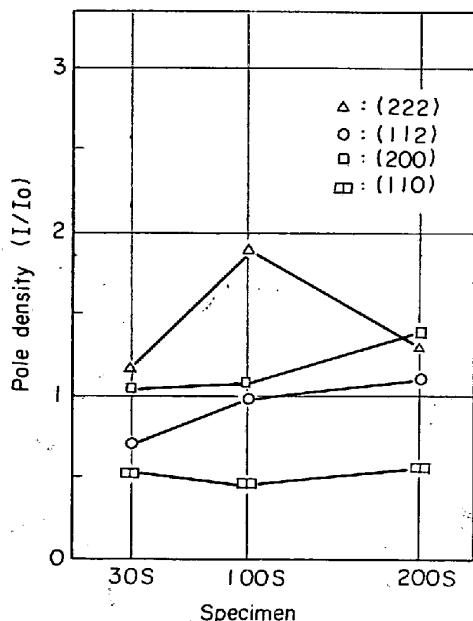


Fig. 1. Pole density of hot-rolled sheets after heat treatments in Table 2.

料間で顕著な差は見られず、また (200) 極点図も測定したが、ランダム方位に近く、定まった方位への集積はみられなかった。したがって本実験では熱延板集合組織の影響はあまり大きくないと考えられる。以下に冷延および再結晶集合組織について述べる。

冷延後および 580°C で再結晶完了直後まで焼鈍した場合の極密度変化を Fig. 2 に示す。冷延状態では冷延前固溶C量の差によつて極密度に差があらわれ、固溶C量の増加にともなつて (222), (211), (200)などは減少し, (110) は増加している傾向となつている。これらを 580°C で再結晶させた場合には再結晶集合組織の主要成分である (222), (110) は冷延板と同様の傾向を示し, 固溶C量の増加にともなつて (222) は減少し, (110) は増加する傾向を示す。ただし, (222) の変化は低固溶C側で著しく, 100S と 200S とではあまり大きな差は見られない。

次に、冷延板の (200) 極点図を Fig. 3 に示す。冷延集合組織は R.D.//<110> 部分繊維組織および N.D.//<111> 繊維組織から成りたつている。このことは鉄合金多結晶体について周知であり¹¹⁾, 基本的にはすべての試料について同じであるが、各繊維組織への集積が固溶C量によつて変化しており、固溶Cの少ない場合には固溶Cの多い場合にくらべて集積が強まっている。このことはFig. 2 の極密度において (222), (211), (200) が増加することと一致している。Fig. 4 に 580°C で再結晶完了直後

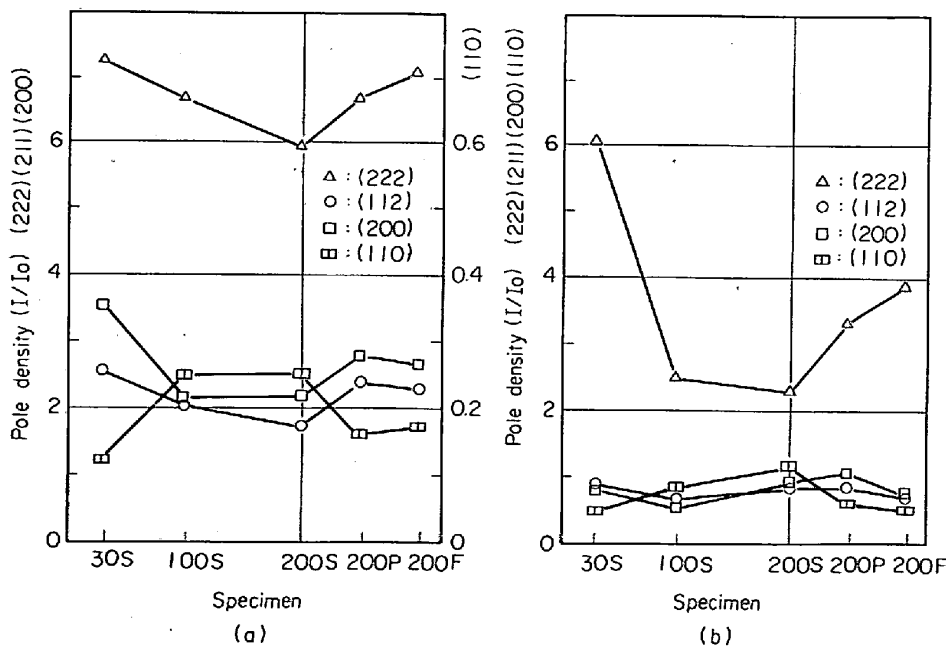


Fig. 2. Change in pole density with carbon content and precipitation treatment.
(a) as cold-rolled 75% (b) as annealed at 580°C for 64 min (30S, 200P, 200F),
for 8 min (100S, 200S).

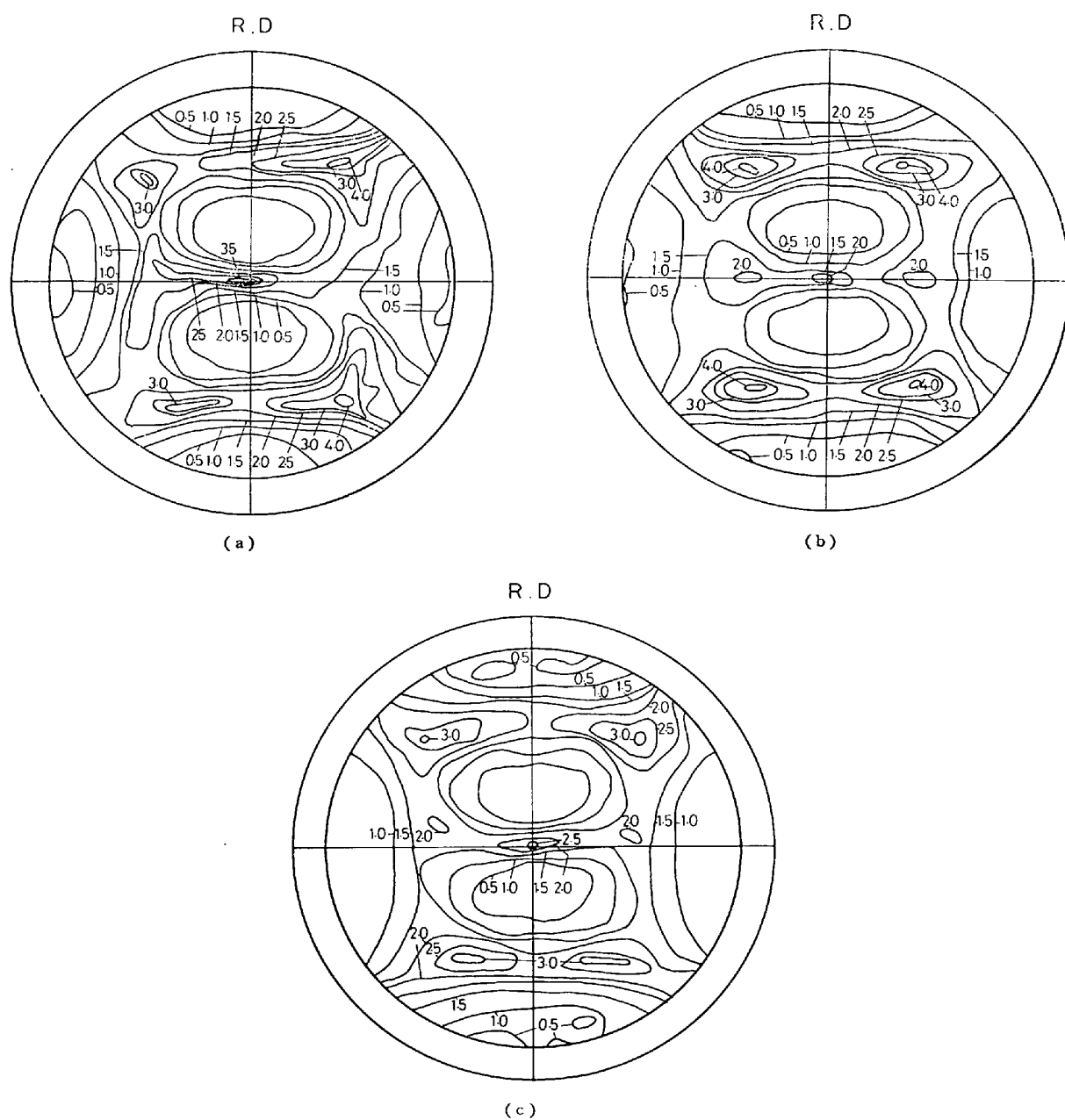


Fig. 3. (200) pole figures of specimens cold-rolled 75%; (a) 30S (b) 100S (c) 200S.

まで焼鈍した場合の(200)極点図を示す。固溶C量により再結晶集合組織は大きく変化し、固溶Cの少ない30Sでは $\{111\}$ 方位成分が多く、とくに $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位への集積が増しているが、固溶Cの多い100S, 200Sでは $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位への集積は弱く、 $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位が著るしく増加している。 $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位についてはあまり差が見られない。これらの結果をFig. 2の極密度と対応させると、焼鈍板での(222)極密度の内容は固溶Cの少ない場合と多い場合とでは異なっており、前者では $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位に $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の加わったものを示し、後者では大半が $\{111\}\langle 112 \rangle$ に近い方位を示しているものと考えられる。

3.1.2 顕微鏡組織観察

Photo. 2に冷延板における透過電顕写真を示す。写真にはすべて $\{111\}$ 面の結果を示したが、セル構造は試料によって異なっており、これまでも報告されているように³⁾固溶Cの多い100S, 200Sではセル組織がブロードになり、セル内部にも転位が多く見られるが、固溶Cの少ない30Sでは逆にセル組織がシャープになり、内部の転位も少ない。

次に再結晶初期の光学顕微鏡写真をPhoto. 3に示す。再結晶初期においては再結晶粒は後述のようにまず特定の冷延粒から出現しはじめるが、その際の出現のしかたが固溶C量によって異なり、100S, 200Sでは粒内の筋

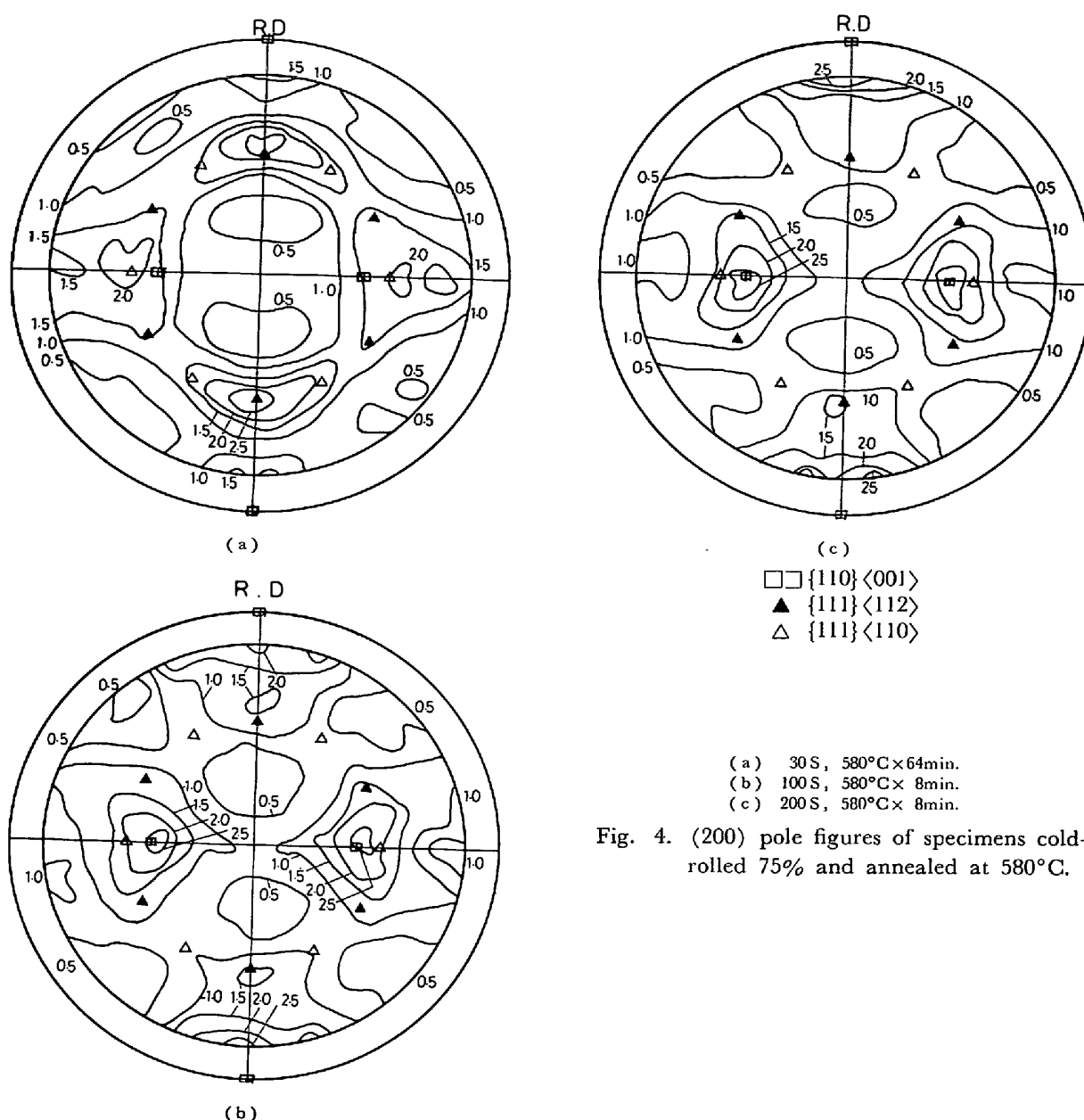


Fig. 4. (200) pole figures of specimens cold-rolled 75% and annealed at 580°C.

状の組織に沿って微細な再結晶粒が点列状に出現するが、30Sでは粗大粒が不規則に出現する。このような相違が何に起因するかは明らかではないが、冷延状態でのセル組織の相違や冷延粒内でのミクロな方位変化の相違などにより、再結晶核発生頻度が変化したことによると考えられる。なお Fig. 5(a) に 520°C で等温焼鈍した場合の再結晶率の変化を示した。30Sとくらべて 100S, 200S では再結晶が早くなっているが、これは上述の核発生頻度の増加によるものと考えられる。

これらの試料の再結晶速度は帯域精製した高純度鉄-炭素合金¹³⁾ (Fig. 5(b)) と比較してわずかながら早くなっており、Mn が含まれないことによるいわゆる緩慢再結晶現象は認められない。

3.1.3 エッチピット観察

これまで述べたことから、冷延前固溶Cが種々の点で影響を及ぼしていることが明らかになったが、冷延および再結晶状態での結晶方位変化に関してさらに詳細な知見を得るため、冷延状態と再結晶初期の状態とについてエッチピットによる方位観察を行なった。冷延粒はよく知られているように¹²⁾大別して2種類に分けられ、一方は再結晶が遅く粗大な再結晶粒の出現する粒であり、他方は筋状組織が著しく発達し、再結晶が早期に始まる粒である。エッチピットで方位を調べると前者は {001}⟨110⟩方位粒が大半を占め、一つの加工粒内で {001}⟨110⟩から {112}⟨110⟩に至る R.D.//⟨110⟩軸まわりの回転分散をもつ粒も認められる。後者は主として {111} 方位粒

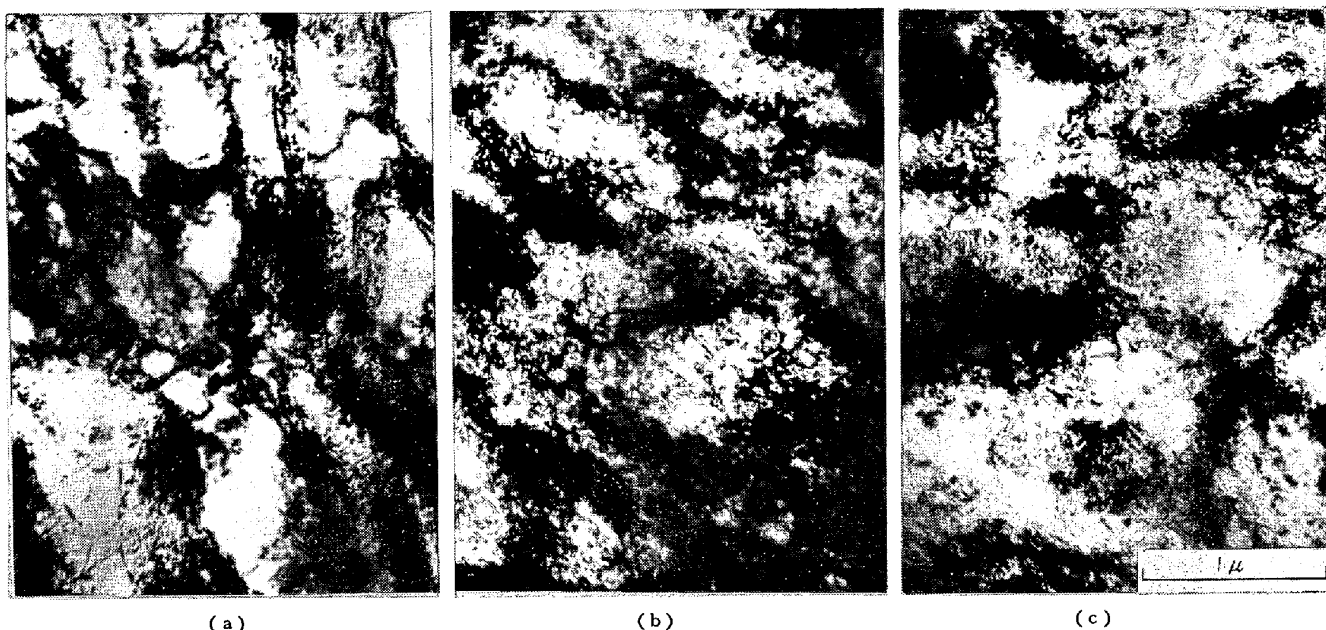


Photo. 2. Transmission electron micrographs of specimens cold-rolled 75%; (a) 30S (b) 100S (c) 200S.

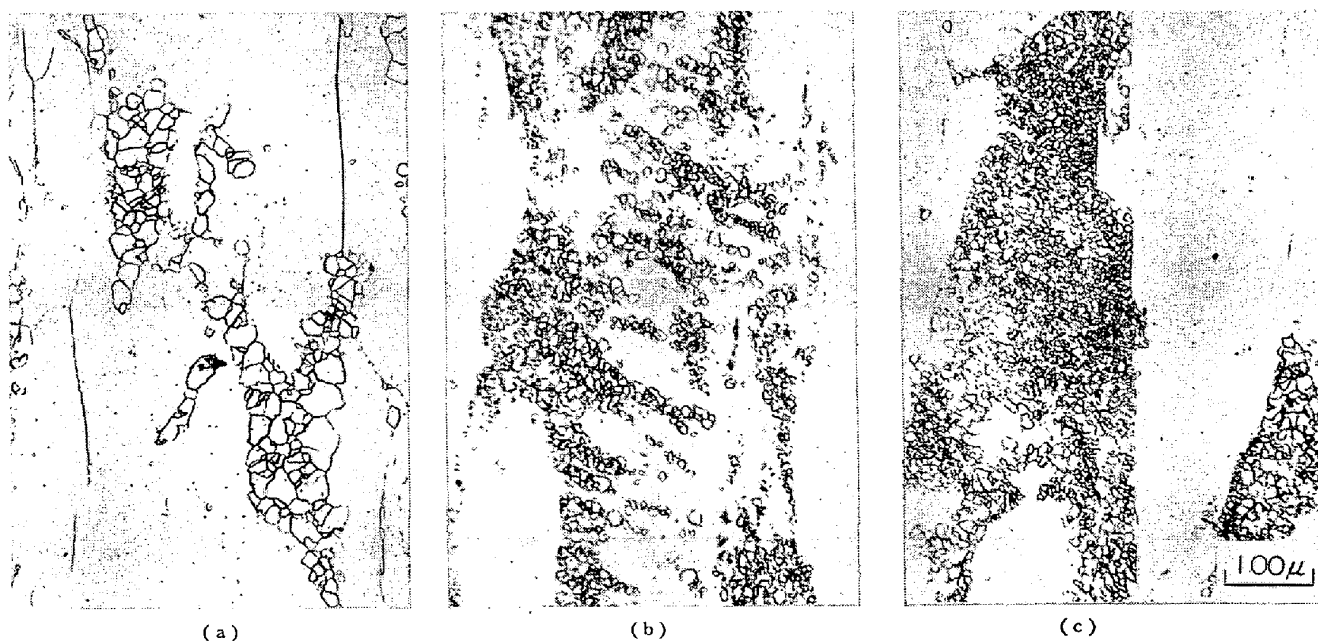


Photo. 3. Microstructures of specimens in the early stage recrystallization. cold-rolled 75% and annealed at 520°C for 1/2 min; (a) 30S, (b) 100S, (c) 200S.

で $\{110\}$ 方位粒もわずかに認められる。これらのうちとくに $\{111\}$ 方位粒については一つの加工粒内での方位分散が固溶 C 量によって異なっている。Photo. 4 および Photo. 5 にその代表的な例を示す。Photo. 4 は固溶 C の多い試料で、粒界粒内とも全面が $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位であるが、Photo. 5 の固溶 C の少ない試料では一つの加工粒内で $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{111\}\langle 110 \rangle$ に至る N.D.// $\langle 111 \rangle$

軸まわりの回転が多く認められる。

次に冷延板を 520°C で短時間焼鈍し数%再結晶させた状態の観察を行なった。固溶 C の多い場合の結果を Photo. 6 に示す。(a)では $\{111\}\langle 112 \rangle$ 冷延マトリックス中から粒界近傍で $\{110\}\langle 001 \rangle$ (正確な方位でなく若干傾いているので near $\{110\}\langle 001 \rangle$ とも記すべきものであるが、以後 $\{110\}\langle 001 \rangle$ と記載する) 再結晶粒が多

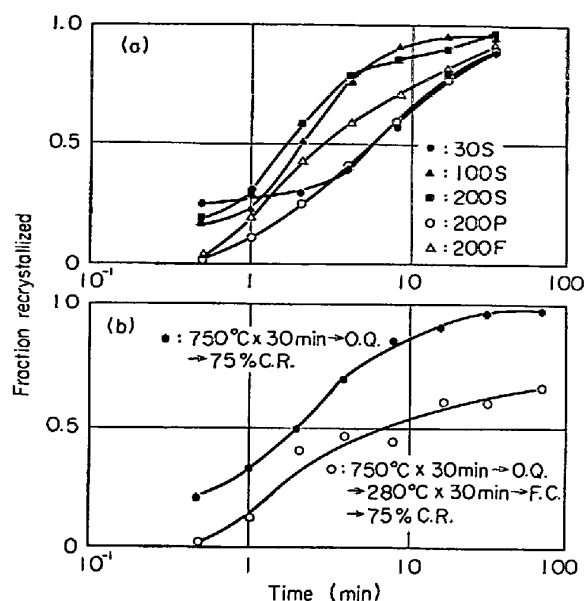


Fig. 5. Isothermal recrystallization curves of specimens cold rolled 75% and annealed at 520°C (a) and zone-refined high purity iron-carbon alloy cold-rolled 75% and annealed at 580°C (b)¹³⁾.

数発生し、同時に $\{111\}\langle 112 \rangle$ 再結晶粒もわずか見られる。(b)では粒界近傍、粒内を問わず $\{110\}\langle 001 \rangle$ 再結晶粒が多数みられる。このように $\{111\}\langle 112 \rangle$ 冷延マトリックスから $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位の微細な再結晶粒が多数集団的に発生するのは固溶Cの多い場合に特徴的なことである。一方固溶Cの少ない場合の結果を Photo. 7 に示す。この場合には前述のように冷延状態で $\{111\}$ 粒は $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{111\}\langle 110 \rangle$ へとゆらいでいるが、(a)ではそれらの冷延マトリックスから $\{111\}\langle 110 \rangle$ および $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の再結晶粒が発生しており、(b)ではマトリックスの $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の領域に $\{110\}\langle 001 \rangle$ 再結晶粒と $\{111\}\langle 110 \rangle$ 再結晶粒とが隣接して発生している。固溶Cの少ない場合には $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位の再結晶粒が多発する傾向はみられない。

以上の結果と前述の集合組織の結果とから冷延前固溶Cの効果として次のようにまとめることができる。すなわち、固溶Cの少ない場合には、冷延集合組織はシャープになり R.D. $\parallel \langle 110 \rangle$ 部分繊維および N.D. $\parallel \langle 111 \rangle$ 繊維組織への集積が増加する。とくに $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位粒では一つの加工粒内で $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位から $\{111\}\langle 110 \rangle$

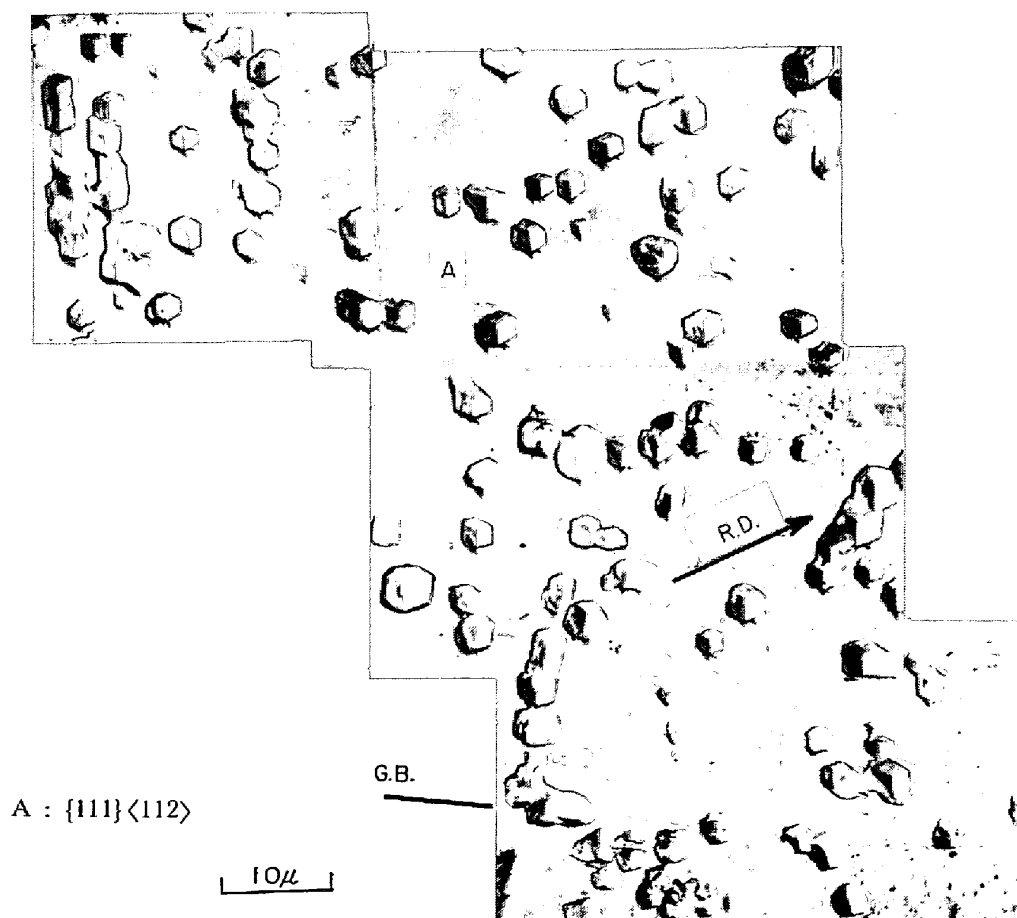


Photo. 4. Micro-etch pits in the deformed matrix of specimen 200S.

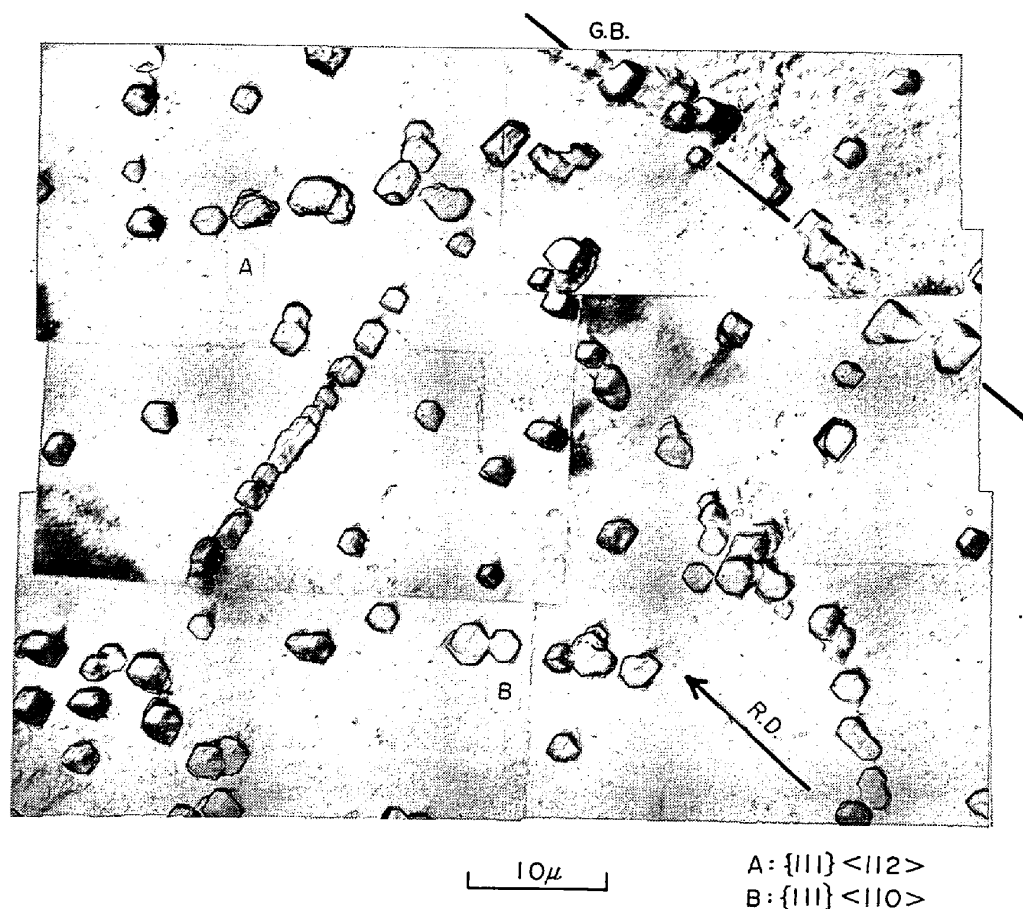


Photo. 5. Micro-etch pits in the deformed matrix of specimen 30S.

方位へかけての $N.D. // \langle 111 \rangle$ 軸まわりの回転が顕著に認められる。再結晶に際しては、それらの冷延マトリックスから $\{111\} \langle 110 \rangle$ および $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の再結晶粒が出現し、再結晶集合組織においては $\{111\} \langle 110 \rangle$ および $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位が主方位となる。一方固溶Cの多い場合には冷延集合組織では各繊維組織への集積が弱まり $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位粒内での $N.D. // \langle 111 \rangle$ 軸まわりの回転もあまり認められない。この場合には冷延状態で (110) 極密度が増加していることから、むしろ $\{111\} \langle 112 \rangle$ 粒内では $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位から $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位へかけての $T.D. // \langle 110 \rangle$ 軸まわりの回転が優先していると考えられる。再結晶に際してはこれらの冷延マトリックスから $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位の再結晶粒が多数集团的に発生し $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位の再結晶粒もみられる。再結晶集合組織は $\{110\} \langle 001 \rangle$ 方位が主方位となり、 $\{111\} \langle 112 \rangle$ 方位も存在する。また Fig. 2, 3, 4 などからわかるように、固溶Cの効果は 0.003% から 0.01% の間で大きくあらわれており、0.01% と 0.02% ではあまり差が大きい。

緒言でも述べたように固溶Cが影響する機構については、主として冷延状態に影響をおよぼすという考え方と、

再結晶初期に影響するという考え方の二つがある。これら2つの影響を完全に分離して調べることは実験技術的に困難であり、さらに実験材の組成、熱延板の粒度および集合組織などによって結果が変わるので早急に結論を出すことはできないが、少なくとも本実験の場合には固溶Cは冷延状態に種々の影響を及ぼしており、再結晶集合組織の変化が冷延状態でのミクロな方位変化と対応していることから、固溶Cは主として冷延状態に影響を及ぼし、それを通して再結晶集合組織に影響しているものと考えられる。

3.2 炭化物析出処理の影響

3.2.1 集合組織

Fig. 2 に冷延前に炭化物の析出処理を行なった場合の極密度変化を固溶Cによる変化と比較して示した。この場合にも析出処理による変化は冷延状態で認められ、析出処理を行なうことにより溶体化のままのものにくらべて (222) , (211) , (200) 極密度は増加し (110) は減少している。再結晶完了後においても主要方位である (222) および (110) については同じ傾向を示す。

次に、冷延後および再結晶完了直後の (200) 極点図を Fig. 6, Fig. 7 に示す。この場合には冷延集合組織は

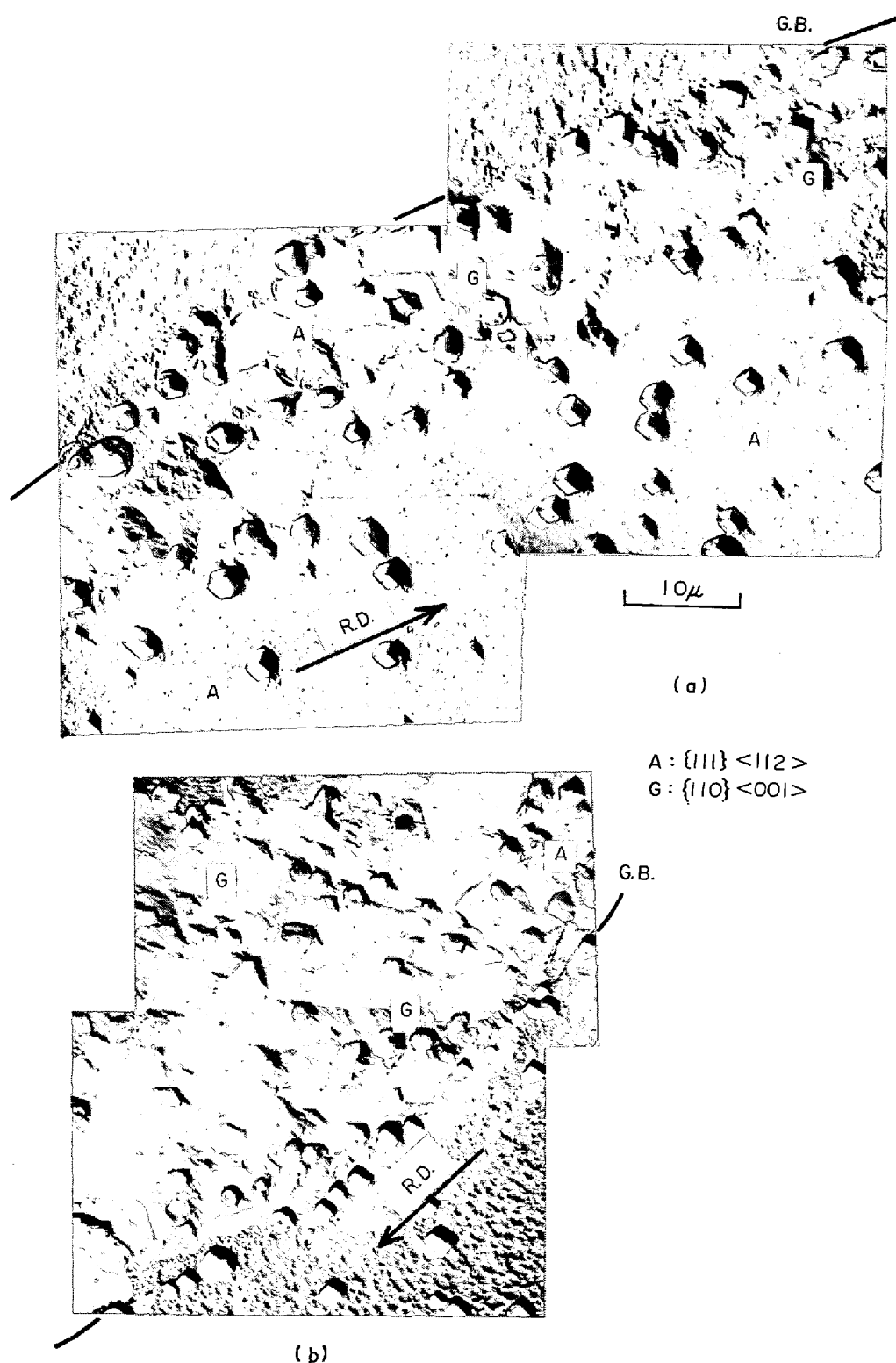


Photo. 6. Micro-etch pits, showing the relation between deformed matrix and early recrystallized grain orientations. Specimen 200S, cold-rolled 75% and annealed at 520°C for 1/3 min.

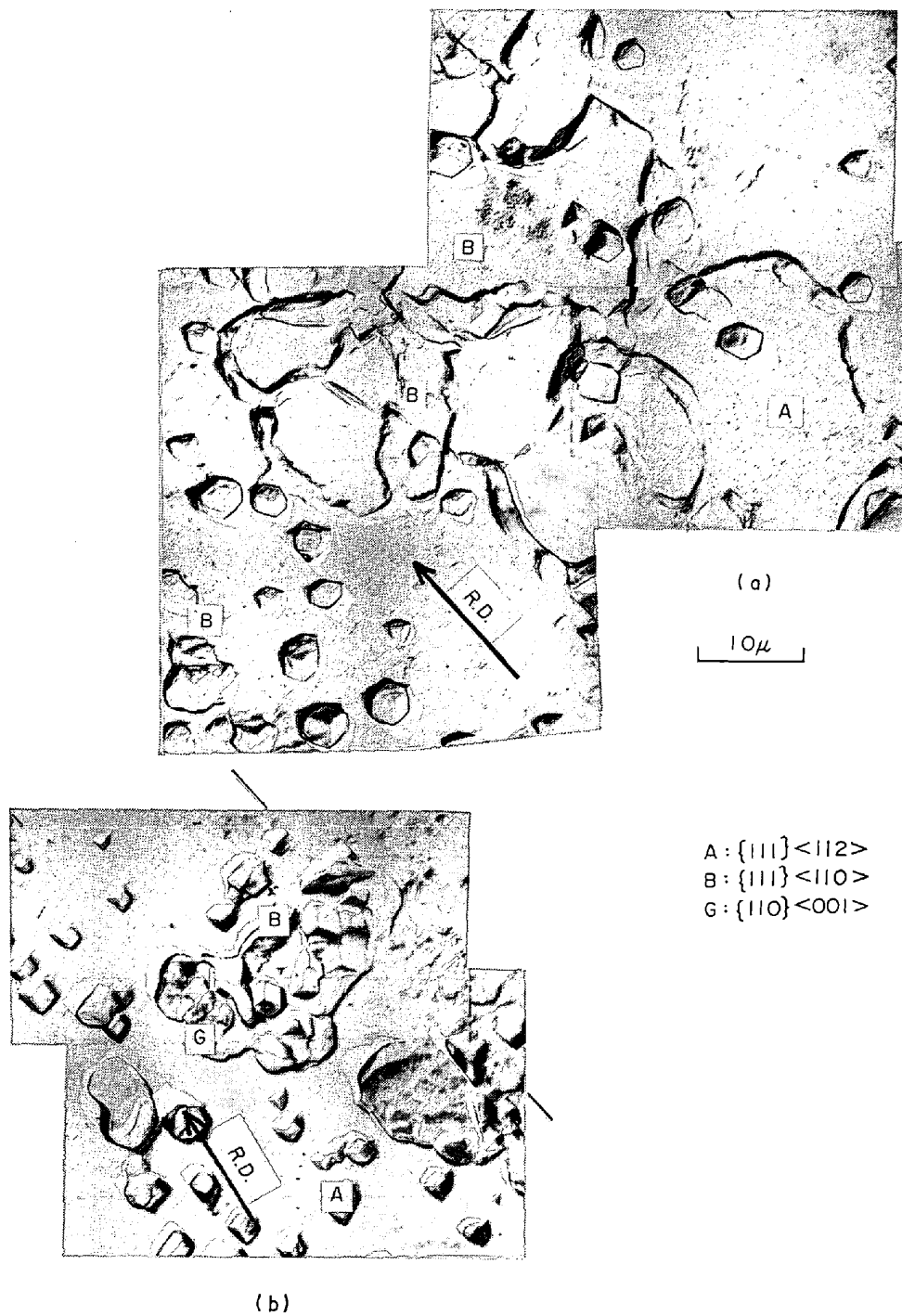


Photo. 7. Micro-etch pits, showing the relation between deformed matrix and early recrystallized grain orientations. Specimen 30S, cold-rolled 75% and annealed at 520°C for 1/3 min.

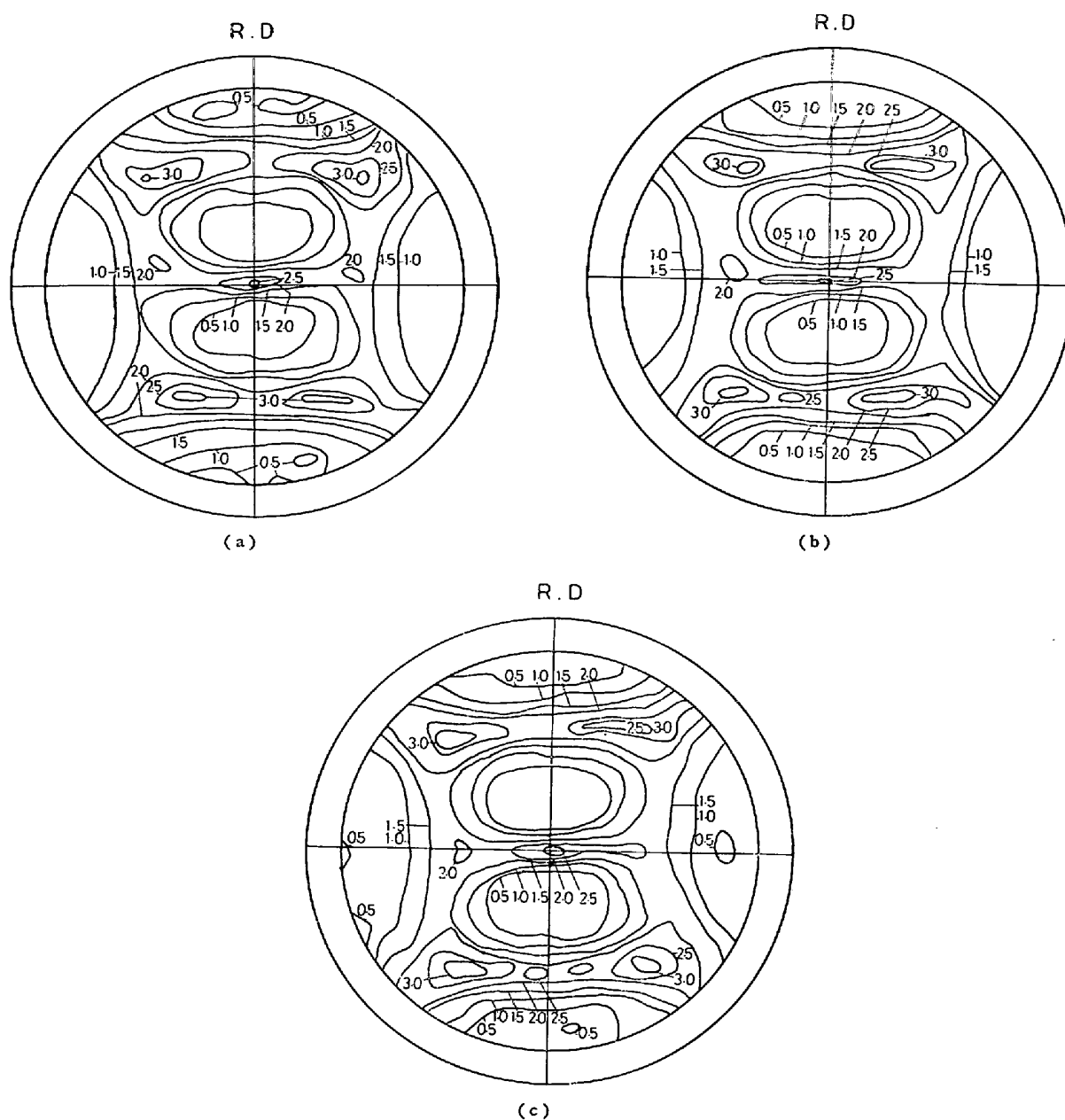


Fig. 6. (200) pole figures of specimens cold-rolled 75%; (a) 200S (b) 200P (c) 200F.

すべての試料についてほぼ同じで析出処理による差は認められなかった。しかし Fig. 2 の極密度で差がみられることおよび帯域精製した高純度 Fe-C 合金の場合¹³⁾には明らかに差が認められ冷延前にセメントサイトを微細に析出させることにより溶体化したものに比べて冷延集合組織がシャープになっていることからこの場合にも高純度 Fe-C 合金と同様の効果が内在されているものと考えられる。

一方、再結晶集合組織では析出処理による差が認められ、200S に比べて 200P、200F では $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位への集積が弱くなり、 $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位への集積が強

くなっている。

3.2.2 顕微鏡組織観察

冷延板の透過電顕写真を Photo. 8 に示す。200P、200F では Photo. 2 の 200S に比べてセル組織がシャープになり、Photo. 2 の 30S、100S、200S の場合と同様な傾向が認められる。また Photo. 9 に再結晶初期の様子を示す。溶体化した 200S では Photo. 3 (a) に示したとうり非常に微細な再結晶粒が出現するが、析出させた 200P、200F では順に粗粒になっておりこの点でも Photo. 3 の 30S、100S、200S の場合と同様の傾向がみられる。なお、Fig. 5 に示した再結晶率の

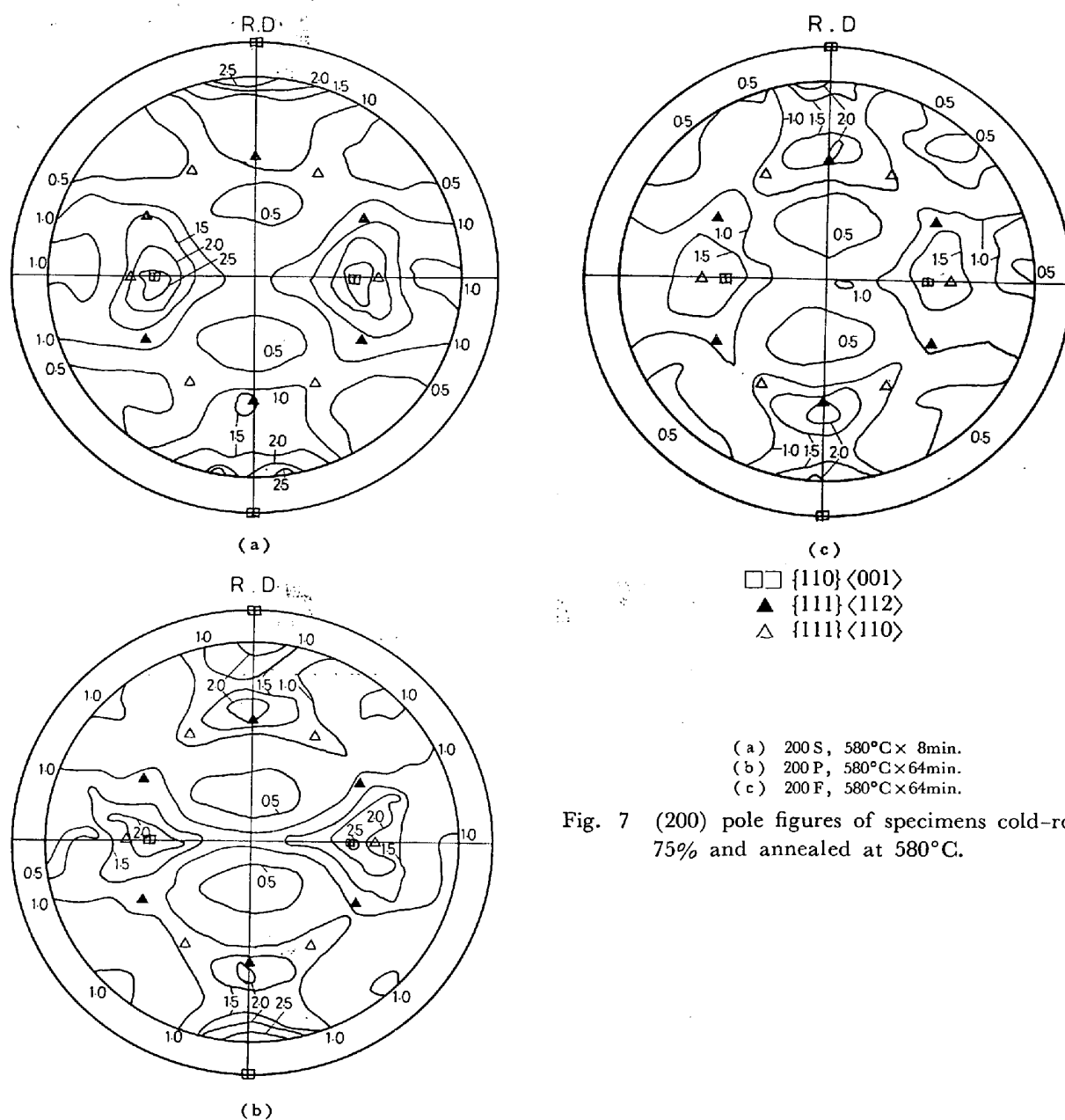


Fig. 7 (200) pole figures of specimens cold-rolled 75% and annealed at 580°C.

変化においても 200 S に比べ、200 P、200 F では再結晶が遅くなっている。溶体化処理材に比べ析出させると再結晶が遅くなる傾向は高純度 Fe-C 合金においても見られている¹³⁾。

3.2.3 エッチピット観察

Photo. 10 に 200 P の再結晶初期の様子を示す。冷延マトリックスでは $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{111\}\langle 110 \rangle$ に至る N.D.// $\langle 111 \rangle$ 軸まわりの回転が認められ、その中から $\{111\}\langle 110 \rangle$ 方位の再結晶粒が出現している。これらは固溶 C の少ない場合に特徴的にみられたことである。また、Photo. 11 に 200 F についての結果を示す。この場合にも同様のことが認められる。

以上のことと前述の集合組織および顕微鏡観察結果か

ら、これまでもくり返し述べたように試料 200 S についての析出処理の効果は 30 S、100 S、200 S の場合の固溶 C を減少させた効果と傾向的にはすべての面で一致している。緒言でも述べたように析出処理を行なうことは析出物の出現とそれにとまなう固溶 C の減少という 2 つの効果をもたらす。ここで得られた結果はこの両者のうち後者の効果が非常に大きいことを示している。しかし、200 P も 200 F も析出処理後の固溶 C はともに数 ppm 程度であつたにもかかわらず 200 P と 200 F についての種々の結果は必ずしも同じではない。200 P では Photo. 1 に示したように炭化物が粒内に均一に析出しており、200 F では粒界に粗大炭化物が存在すると考えられるので、これは炭化物の大きさおよび存在状態の影響

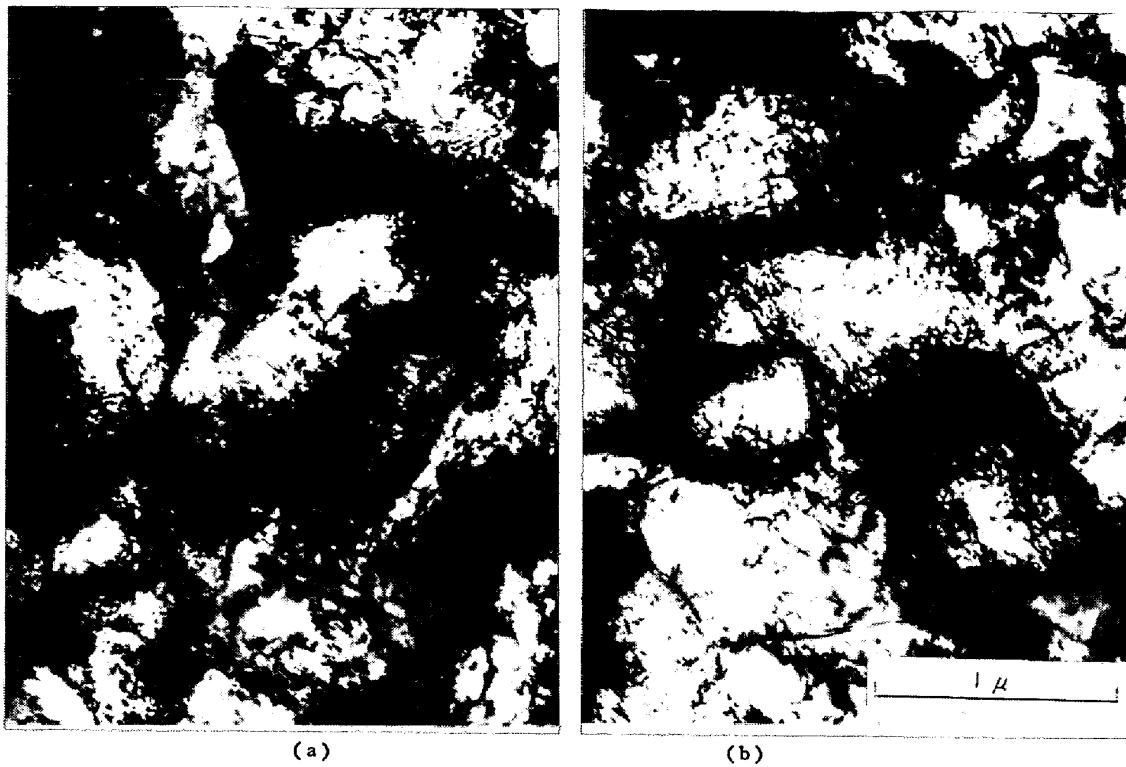


Photo. 8. Transmission electron micrographs of specimens cold-rolled 75%;
(a) 200P (b) 200F.

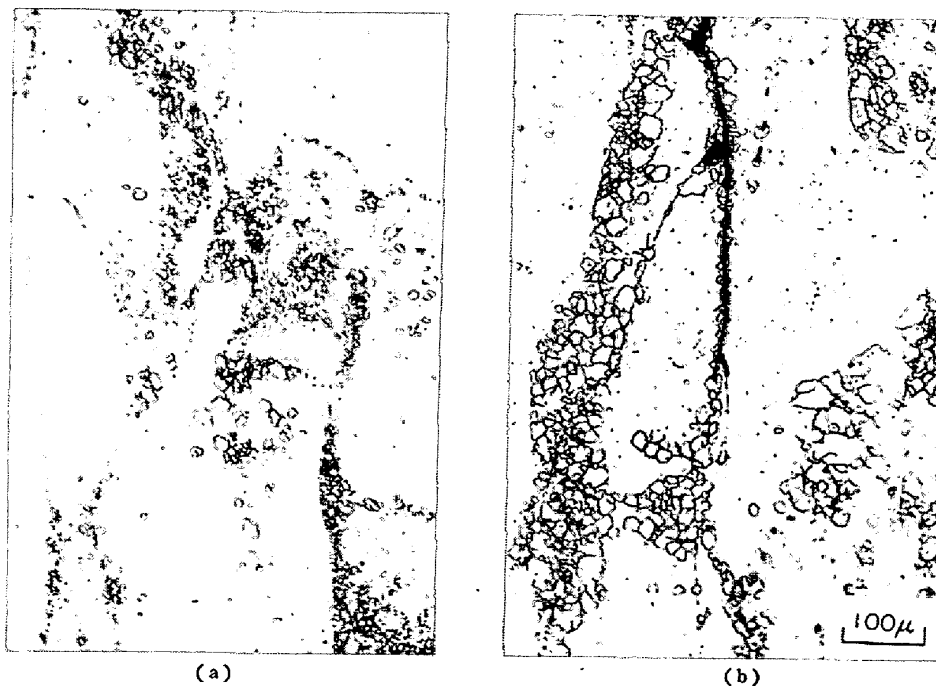
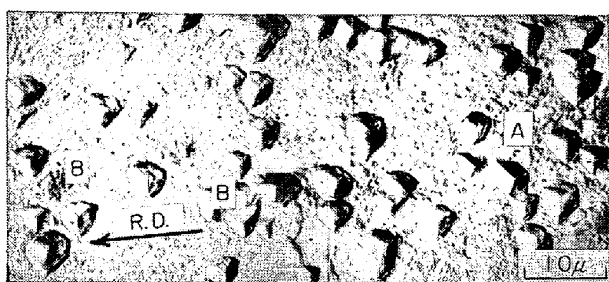
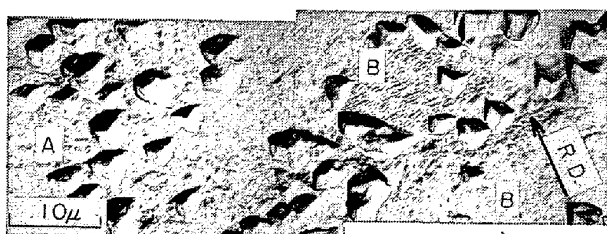


Photo. 9. Microstructures of specimens in the early stage recrystallization, cold-rolled 75% and annealed at 520°C for 1/2 min; (a) 200P, (b) 200F.



A: $\{111\}\langle 112 \rangle$
B: $\{111\}\langle 110 \rangle$

Photo. 10. Micro-etch pits, showing the relation between deformed matrix and early recrystallized grain orientations. Specimen 200P, cold-rolled 75% and annealed at 580°C for 1/2 min.



A: $\{111\}\langle 112 \rangle$
B: $\{111\}\langle 110 \rangle$

Photo. 11. Micro-etch pits, showing the relation between deformed matrix and early recrystallized grain orientations. Specimen 200F, cold-rolled 75% and annealed at 580°C for 1/2 min.

であると考えねばならない。さらにその影響はセル組織や $\{111\}$ 極密度の結果から、見かけ上固溶Cが増加した場合の効果と同じ傾向をもち、その効果は粒内炭化物の場合の方が著しいと言える。ただし、再結晶後の $\{110\}$ 極密度の変化をも考慮すると、 $\{111\}$ 極密度に寄与する $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 112 \rangle$ などの個々の方位成分の生成に対する影響は当然異なっていると考えられる。

4. 結 言

C量の異なる3種のFe-C合金を用いて冷延および再結晶挙動に及ぼす固溶Cおよび炭化物の影響を調べつぎの結果を得た。

(1) 冷延前に存在する固溶Cは冷延状態に大きく影響し、固溶Cが少ない場合には多い場合に比べてセル組織がシャープになり冷延集合組織もシャープになる。

エッチピットによるミクロな観察によれば固溶Cは冷延組織におけるミクロな方位変化にも影響を及ぼし、固溶Cの少ない場合には $\{111\}\langle 112 \rangle$ 冷延マトリックスにおいて $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{111\}\langle 110 \rangle$ に至る N.D.// $\langle 111 \rangle$ 軸まわりの回転が優先するが、固溶Cの多い場合には $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{110\}\langle 001 \rangle$ に至る T.D.// $\langle 110 \rangle$ 軸まわりの回転が優先すると考えられる。

(2) 再結晶集合組織では、固溶Cの少ない場合には $\{111\}\langle 112 \rangle$ および $\{111\}\langle 110 \rangle$ が発達するが、固溶Cの多い場合には $\{110\}\langle 001 \rangle$ が主方位となり $\{111\}\langle 112 \rangle$ も存在する。このような固溶Cによる変化は冷延時にすでに存在するミクロな方位分散の変化と対応していることから、固溶Cは主として冷延状態に影響を及ぼし、それを通して再結晶集合組織に影響していると考えられる。

(3) 冷延前に存在する炭化物はそれ自身が冷延および再結晶に及ぼす影響はあまり大きくなく、むしろ析出することによつて地鉄中の固溶Cを減少させる効果が大い。炭化物自身の効果も存在するがその効果はみかけ上固溶Cと同じ傾向をもちかつ炭化物が微細なほど著しい。

文 献

- 1) 福田: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 559
- 2) 松藤, 下村: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 28
- 3) 武智, 高橋, 長田, 長尾: 鉄と鋼, 56 (1970), S 475
- 4) 久保寺, 中岡, 渡辺, 荒木: 第4回再結晶部会資料, (鉄再-26)
- 5) 阿部, 高木: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1123
- 6) 清水, 小林, 小野, 鶴岡: 鉄と鋼, 54 (1968), S 587
- 7) 寺崎, 金子: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1674
- 8) 大橋, 小西, 有馬: 川崎製鉄技報, 5 (1973), p. 164
- 9) 小久保, 須藤, ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 111
- 10) R. L. WHITELEY, D. E. WISE: Flat Rolled Products, III (1962), p. 47
- 11) H. INAGAKI and T. SUDA: Texture, 1 (1972), p. 129
- 12) 稲垣, 須田: 第2回再結晶部会提出資料, (鉄再-11)
- 13) 野村, 柚鳥, 福塚, 八木: 鉄と鋼, 58 (1972), S 261