

1%Mn-0.034%Ti添加極低炭素鋼板の変態集合組織に及ぼす微量炭素添加量の影響

須藤 正俊*・脇川 師丞*²・奥野 勝宏*³・塚谷 一郎*⁴

Effect of Addition of a Very Small Amount of Carbon on the Transformation Texture of 1%Mn-0.034%Ti Extra-low Carbon Steel Sheets

Masatoshi SUDO, Shinji WAKIKAWA, Masahiro OKUNO and Ichiro TSUKATANI

Synopsis : The development of the steel sheet, which has good combination of excellent press-formability and high strength, is achieved by the transformation structure strengthening of extra-low carbon steel sheets. The samples used are 1%Mn-0.035%Ti extra-low carbon steel cold-rolled sheets, which contain no Nb. The sheets are recrystallized and then carburized up to 189 ppm, in order to examine the effects of carbon content and heating temperature on the transformation behavior and transformation texture. (1) The transformation structure formed by quenching from γ region into iced water gives 150 HV for 16 ppm carbon and 180 HV for 49 ppmC. Moreover, the transformation structure was the quasi-polygonal ferrite and/or intermediate ferritic phase having high dislocation density, and the (111) orientation (texture) developed, which suggest the possibility of an excellent combination of high strength and good deep-drawability. (2) The formation of the lath martensite in the steel containing 189 ppm carbon promoted the development of (100) and/or (110) orientation and the decrease of (111) orientation. (3) The subboundary of intermediate transformation phase is composed of mainly incoherent interface. The relationship between the development of (111) transformation texture and the nature of interface is very stimulating and must be examined to clarify the mechanism of development of (111) texture with respect to transformation mechanism reconstructive or displacive.

Key words: phase transformation; texture; strength; extra-low carbon steel; heat treatment.

1. 緒言

資源エネルギー問題や地球環境問題から、燃費を向上させる手段として車体軽量化の試みが鋭意なされている。自動車用鋼板の高強度化による薄肉化は軽量化への寄与が大きいが、その実現のためには、高強度化による鋼板の深絞り成形性低下の改善が最重要課題である。そこで、本研究では従来の鋼板より優れた深絞り成形性と変態組織強化鋼板のような高強度を両立させた鋼板とその製造技術の探索を目的とする。

優れた深絞り成形性と高強度化を兼備する鋼板を開発する試みは多い。著者らはこれまでに下記の試みを行った。極低炭素鋼板に炭素が完全に固着するのに十分な炭化物形成元素 (Ti, Nb, Ta等) を添加することにより r 値を著しく向上させた^{1,2)}。この極低炭素鋼板の固溶強化が第一の試み (フェライト組織) である³⁻⁵⁾。

次に成形性の優れたP添加Alキルド低炭素鋼板の複合組織化による、成形性と高強度を兼備した鋼板開発を試みた。二相域加熱後急冷処理により複合組織 (フェライト+ベイナイト/マルテンサイト) とし、高 r 値化と第二相の

形状や硬さとの関係を明らかにした⁶⁻⁸⁾。

炭化物形成元素添加極低炭素鋼板の変態組織強化を目的にした研究も近年なされている。例えば、吉永ら⁹⁾によるとTi, Nbのみを添加した鋼板を急速加熱急速冷却し、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態させると変態集合組織はランダム化するが、Mnを1.5%添加し、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態させると強度が高くなっているにもかかわらず、変態集合組織には $\langle 111 \rangle$ /ND方位 [ND; Normal direction, 圧延面法線方向] が発達する。つまり、1.5% Mnを含有する極低炭素Ti, Nb添加鋼板の変態組織化により、強度が高くなってもが深絞り成形性が維持されると報告されている。また、変態組織の種類は高転位密度組織⁹⁾あるいはベイナイト組織¹⁰⁾と記されている。

変態集合組織形成に関する研究も多い。橋本ら¹¹⁾はNb, B添加とTi添加鋼板の γ 相の割合と変態後の $\{111\}$ 集合組織との関係を示す式を求め、100% γ のときにはその強度が大幅に減少することを説明している。考察での明確な言及はないが、Nb, B添加鋼の(111)方位粒はTi添加鋼板のそれの倍以上との彼らの結果は、フェライト変態抑制元素であるNb, Bは変態後の $\{111\}$ 集合組織の発達に有効であることを示唆している。

平成12年11月30日受付 平成13年6月12日受理 (Received on Nov. 30, 2000; Accepted on June 12, 2001)

* 金沢工業大学 (Kanazawa Institute of Technology, 7-1 Ohgigaoka Nonouchimachi Ishikawa-ken 921-8501)

* 2 金沢工業大学大学院生 (現: 岡谷電機産業 (株)) (Graduate Student, Kanazawa Institute of Technology, now Okaya Electric Industries Co., Ltd.)

* 3 金沢工業大学大学院生 (現: シーケー金属 (株)) (Graduate Student, Kanazawa Institute of Technology, now CK Metals Co., Ltd.)

* 4 (株) 神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

本研究においては実用化の観点から、焼入れ性向上元素の添加量を低減させた場合の、(111) 変態集合組織の発達と合金元素量との関係を明らかにすることが第一の目的である。このために置換型固溶元素であるMnを1.0%と比較的少量添加し、さらにNb, Bの影響を除外するために0.035% Tiのみを含有する極低炭素鋼板を供試材とする。侵入型元素であるCを再結晶後微量添加し、鋼板の変態挙動とくに変態集合組織に及ぼす影響を明らかにすることを目的とする。第二の目的は優れた深絞り成形性を維持させたまま、高強度化を得るにはどのような変態組織が適しているかを探索することにある。

2. 供試材および実験方法

高周波真空溶解した極低炭素Ti-1.0%Mn添加鋼板の化学成分をTable 1に示す。鍛造、熱間圧延（加熱：1150°C×1h, 仕上げ温度：920°C, 圧下率：86.7%）、冷間圧延（圧下率：80.0%）後、Fig. 1に示すように850°Cで再結晶焼鈍、850°C×5minでガス浸炭処理、830~950°C×5minで熱処理を行い、氷水中に急冷を行った。目標浸炭量は0~125ppm、浸炭後の炭素分析値は16, 49, 79, 109, 152および186ppmである。

光学顕微鏡組織観察は圧延方向に平行な板厚断面で行った。腐食液は3%ナイトールである。結晶粒度は板厚の1/4を中心に0.25mmの幅を板厚の1/4として測定した。また一部試料に関しては透過電子顕微鏡組織観察を行った。観察用薄膜の作製に用いた電解液はエタノールと過塩素酸の混合液である。

硬さ測定は光学顕微鏡組織観察面についてマイクロビッカース硬さ計を用い、測定荷重200g, 保持時間は30秒で行った。結晶集合組織測定は主に板厚の1/4の位置で行った。Mo特性X線を用いて(100)極点図はSchulzの反射法により、また極密度は(222), (211), (200)および(110)反射面に関して測定した。さらに内部ひずみ（転位密度等）の相対的变化を(222)ピークの半価幅を測定することにより求めた。

3. 実験結果

3.1 光学顕微鏡組織

光学顕微鏡組織をFig. 2に示す。熱処理温度890°Cまで等軸フェライト組織が、920°C以上では等軸フェライト組織以外の変態組織が形成されており、その変態組織形成温度は炭素量が増加しても本実験精度では920°Cと一定である。熱処理温度890°Cで得られたフェライト組織は炭素量に依存し、炭素量16ppmにおいては49ppm以上に比べ結晶粒径が大きい。そこで結晶粒度に及ぼす熱処理温度と炭素量の影響を調査した。炭素量が最も少ない16ppmでは

Table 1. Chemical composition of steel TM1 (mass%).

C	Ti	Mn	Si	P	S	N	Al
0.0017	0.034	0.98	0.014	0.01	0.0059	0.0029	0.018

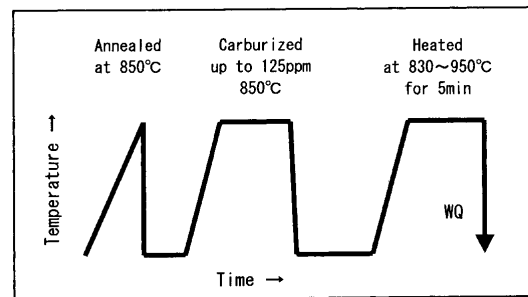


Fig. 1. Schematic diagram of heat treatment of cold rolled steel sheets.

熱処理温度の上昇にともない結晶粒度が減少、言い換えればフェライト粒成長が認められる。しかし、49ppm以上では熱処理温度が上昇しても結晶粒度に変化が見られず、フェライト組織の粒成長が抑制されている。つまり、わずか49ppm以下の炭素量の存在で粒成長はほぼ完全に抑制される。

変態組織の粒界は等軸粒とは異なりギザギザ状態である。炭素量の増加は結晶粒微細化とその粒界形状変化を促進し、とくに79ppm以上でこの傾向が顕著となる。しかし、典型的なラス状または針状組織は観察されなかった。

3.2 変態組織の透過電子顕微鏡観察

変態組織が観察された加熱温度920および950°Cより氷水冷したときの組織の透過電子顕微鏡観察を行った。すべての試料において再結晶粒に比して高い転位密度の組織が形成されている。その下部組織の形態および転位密度は炭素量に依存し、転位密度は炭素量とともに増加する傾向にある。転位の存在状態などは結晶方位に依存するため、(111)方位の組織と炭素量との関係をFig. 3に示す。低炭素量（例えば49ppm）の場合にはいわゆるラスマルテンサイト類似の直線状境界は認められず、むしろ加工後回復したときに得られるセルあるいはサブグレイン境界に近い組織である。その幅は数ミクロン以上である。

186ppmと高炭素量になると、ラスマルテンサイトに類似した直線状境界が局所的に認められるようになり、その間隔は1ミクロン前後であり、まれに0.3ミクロンのものも観察された。1例をFig. 4に示す。その方位は(111)以外の方位が多く成形性向上には適していない。

3.3 変態組織の硬さ

硬さに及ぼす熱処理温度と炭素量の影響をFig. 5に示す。フェライト組織の硬さが100HV程度であるのに対して、変態組織が形成されると硬さは150HVと急激に増加する。そこで、変態組織の硬さに及ぼす炭素量の影響をFig. 6に示す。炭素量16ppmの硬さは150HV程度であるが、49ppmでは180HV程度まで急激に増加しており、それ以

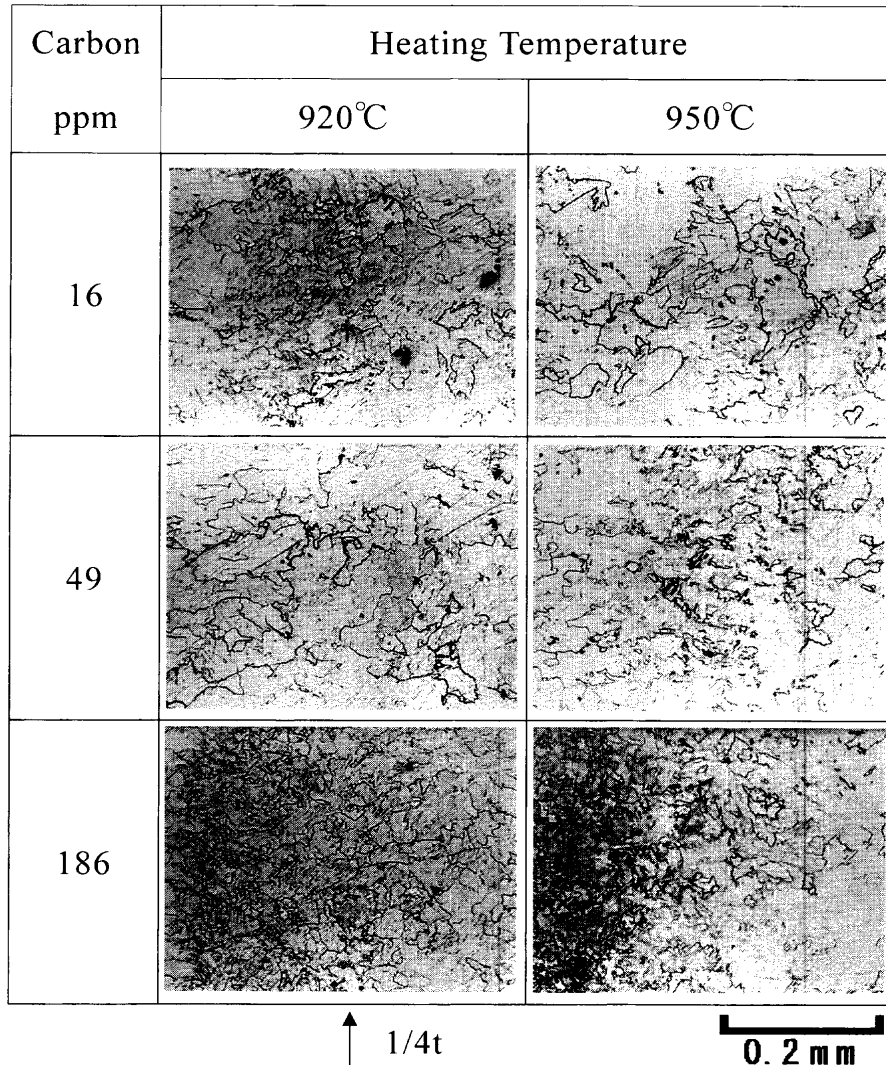


Fig. 2. Optical micrographs of Steel TM1. The specimens were heated at 920 or 950°C and then water-quenched.

上炭素量が増加しても 190HV 程度とその増加はわずかである。すなわち、浸炭処理により炭素量をわずか 30ppm 以下増加させると、硬さは 40HV も増加し、硬さが十分に向上するとの結果が得られた。

3.4 変態集合組織

3.4.1 (100) 極点図

(100) 極点図を Fig. 7 に示す。等軸フェライト(α_p) 組織が形成されていると深絞り成形性に優れた $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位が強く発達し、炭素量が増加しても主方位は変化しない。変態組織が形成されると吉永等の結果と同様に熱処理温度 920°C では炭素量 49 ppm までは深絞り成形性に優れた $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位が発達しており、炭素量が増加すると $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位の他に、深絞り成形性を低下させる $\{100\}\langle uvw \rangle$ 方位も発達している。950°C では炭素量が増加すると $\{111\}$ 方位の他に、副方位として $\{100\}\langle uvw \rangle$ 方位および $\{110\}\langle 001 \rangle$ 方位も発達している。

3.4.2 極密度

炭素量と主要方位存在量との関係を定量的に調べるために、極密度に及ぼす熱処理温度と炭素量の影響を Fig. 8 に

示す。変態組織が形成されると集合組織はランダム化せず、 $\langle 111 \rangle / ND$ 方位は存在するが、その絶対量 (111 極密度) は減少し、100 極密度は増加する傾向にあり、炭素量が増加すると 111 極密度の減少量および 100 極密度の増加量が大きくなる。また、110 極密度は炭素量が増加すると 950°C で増加する傾向にある。

変態組織が形成された 920°C と 950°C における極密度に及ぼす炭素量の影響を Fig. 9 に示す。炭素量が増加すると、111 極密度はわずかに減少し、100 極密度は増加し、110 極密度はほぼ 0 である傾向が両温度において認められる。しかしながら、詳細に観察すると、950°C においては、炭素量の増加にともなう 111 極密度の減少傾向が大きく、100 極密度は 49 ppm と少量の炭素量で増加し、110 極密度は 109 ppm 以上で増加する。920°C よりも 950°C において成形性に不利な変態集合組織が形成されやすい傾向にあることが認められる。

111 極密度の値が高いほど深絞り成形性に優れているが、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態後急冷し変態組織を形成させても 111 極密度はほとんど減少せずほぼ一定であり、100 極密度、110

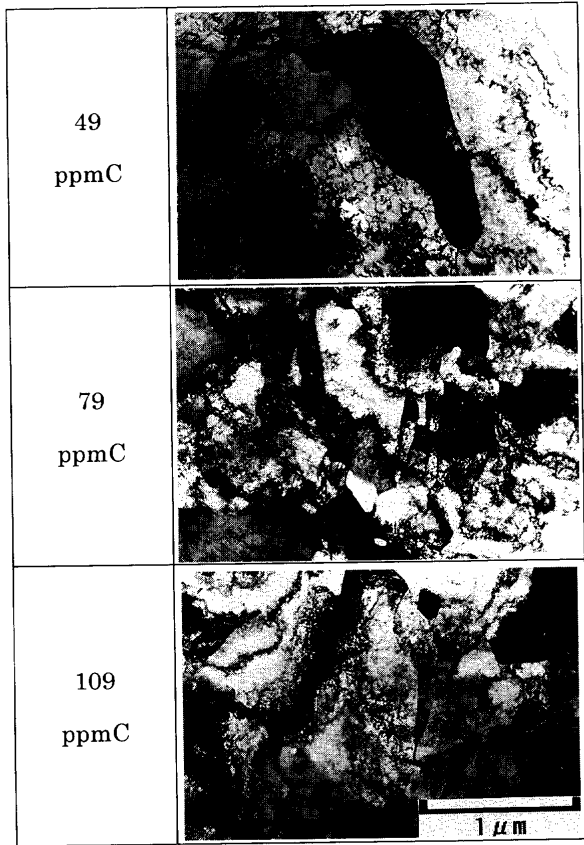


Fig. 3. Transmission electron micrographs showing substructures having (111) orientation. The specimens were heated at 950°C and then water-quenched.

極密度はわずかに増加する傾向にある。炭素量の増加による 111 極密度の減少および 100 極密度、110 極密度の増加量はわずかである。

以上の結果をまとめると、Mn を 1.0% 添加した極低炭素 Ti 添加鋼板に炭素量がわずか 49 ppm 含まれた鋼板を 920°C で熱処理を行うことにより、111 極密度の減少および 100 極密度の増加が起らず、優れた深絞り成形性を維持した状態で硬さを 180 HV まで増加させることが可能であることが明らかとなった。

4. 考察

4.1 炭素量と硬さとの関係

30 ppm 以下の炭素を添加すると約 180 HV が得られた理由について検討する。炭素量の増加とともに固溶炭素量および TiC 析出量が増加し固溶 Ti 量は一般に減少する傾向にある。これらの因子と硬さ変化との関係について考察する。

TiC の溶解度積は次式に従うとする。

$$\log[\text{Ti}][\text{C}] = -7480/T + 3.21 (\gamma) \dots\dots\dots (1)$$

$$\log[\text{Ti}][\text{C}] = -10800/T + 5.02 (\alpha) \dots\dots\dots (2)$$

室温においては Ti(CN) として全量析出している。変態温度

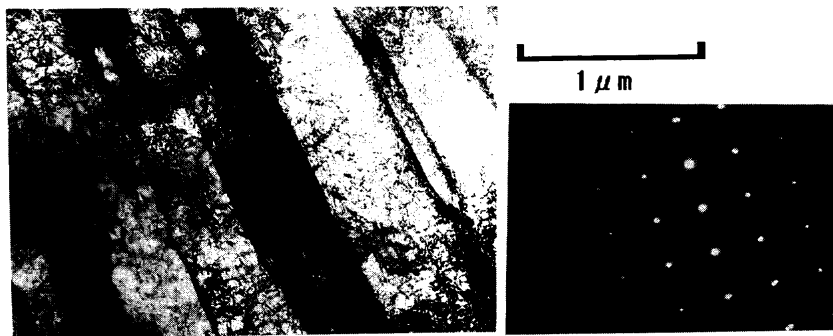


Fig. 4. Transmission electron micrographs showing lath-type substructures having (100) orientation. The specimen was heated at 950°C and then water-quenched.

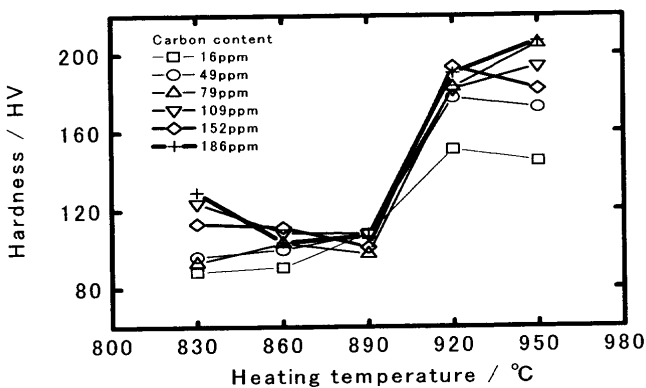


Fig. 5. Effects of heating temperature and carbon content on the hardness measured at 1/4 thickness of the steel sheets heated and then water-quenched.

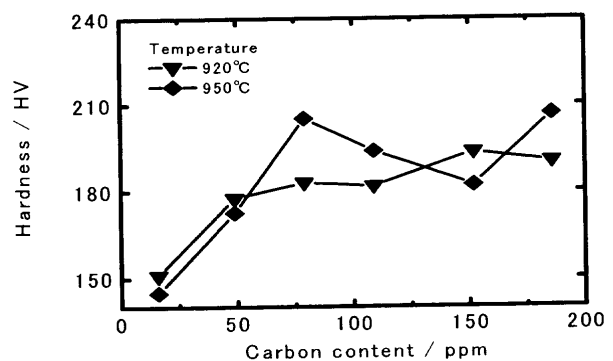


Fig. 6. Effects of carbon content and heating temperature on the hardness measured at 1/4 thickness of the steel sheets heated and then water-quenched.

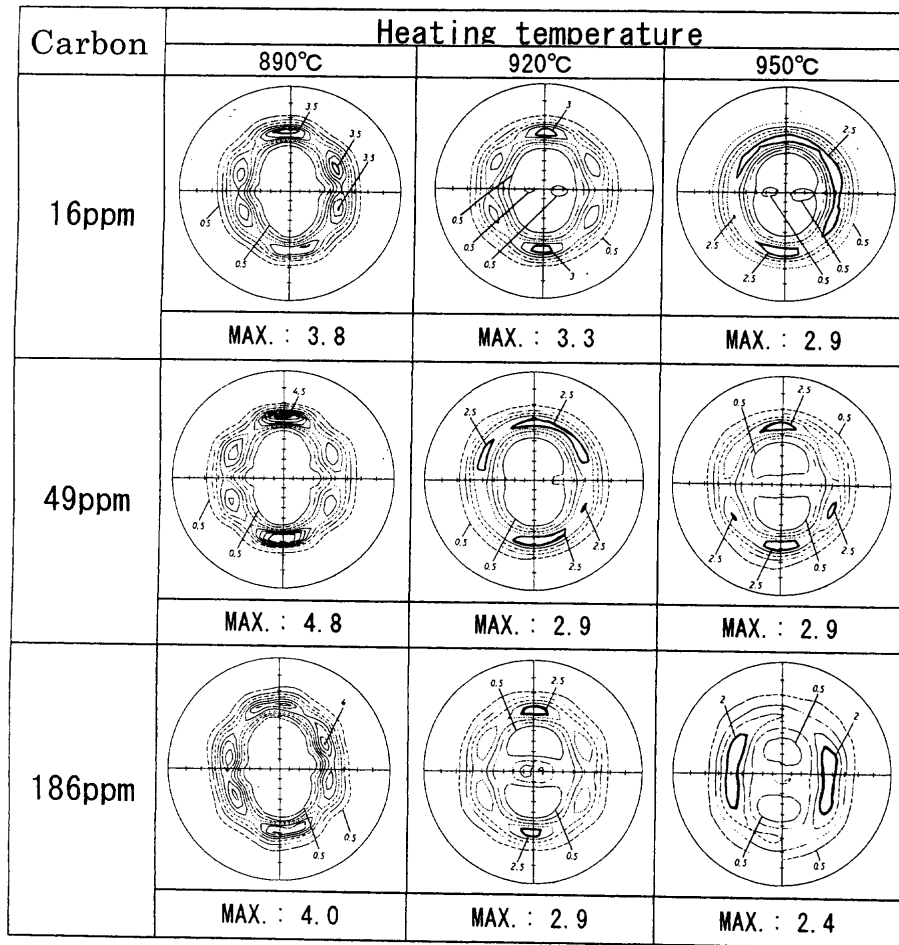


Fig. 7. (100) pole figures measured at 1/4 thickness of the steel sheets heated and then water-quenched.

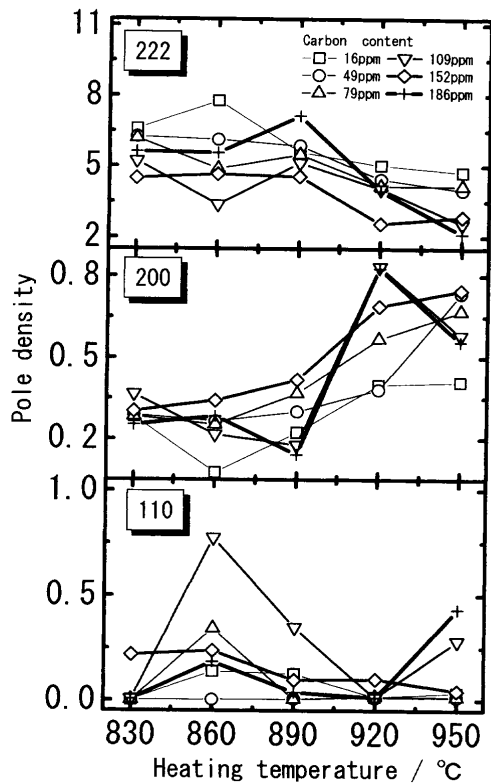


Fig. 8. Effects of heating temperature and carbon content on the pole densities measured at 1/4 thickness. The specimen were heated and then water-quenched.

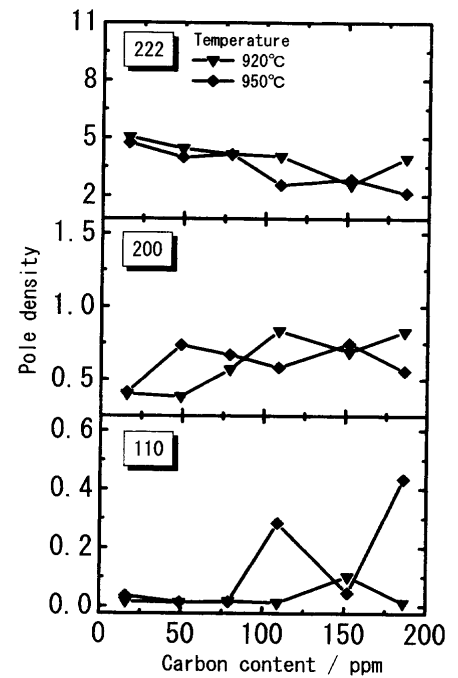


Fig. 9. Effect of carbon content on the pole densities measured at 1/4 thickness. The specimens were heated and then water-quenched.

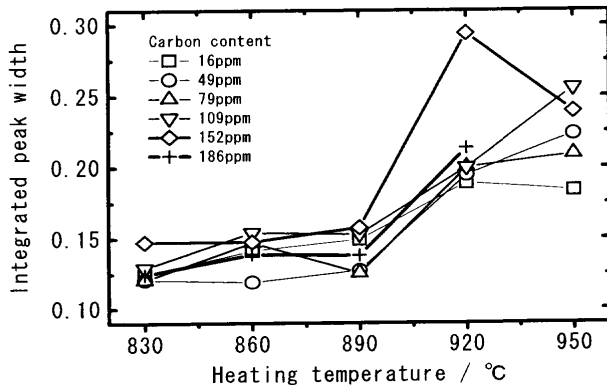


Fig. 10. Effects of heating temperature and carbon content on the integrated peak width of (222) reflection peak measured at 1/4 thickness. The specimen was heated and then water-quenched.

以上では(1)式を、変態温度以下では(2)式を適用する。 γ 域((1)式)における溶解度積したがって固溶炭素量は α 域よりも多く、変態温度が何度であるかが重要である。変態温度は炭素とマンガンの関数であり、(3)式に従うとすると、1.0% Mnでは873°Cである。

$$A_{c3} (\text{°C}) = 908 - 2.237C - 0.343Mn \quad (\% \text{の } 100 \text{ 倍の値}) \quad \dots\dots\dots (3)$$

γ 域の920および950°Cに加熱すると全量が固溶しTiC析出量は零、したがって固溶炭素量は炭素添加量とともに増加している。固溶炭素は転位との相互作用を通して硬化に寄与する。転位密度を 1×10^{11} 、転位原子面あたりの溶質原子数(すなわち雰囲気密度)を1とすると、約11 ppmの固溶炭素が存在すれば全転位を固着することが可能になる。一般に多いとされる雰囲気密度3とすると約33 ppmが必要となる。今後16-49 ppm間の炭素量を適宜変化させた実験を実施し、前記仮説の実証を行う予定である。

硬さには炭素量とともに変態組織内部の転位密度変化も寄与している。変態組織化による硬さの急増およびその後の180HVから190HVへの漸増に関しても転位密度の変化を考慮しなければならない。そこで転位密度の変化をX線回折線の積分半価幅から相対的に求めることを試みた。(222)面反射ピークより求めた半価幅と炭素量との関係をFig.10に示す。フェライト組織(860°C)と変態組織では明らかに半価幅が異なり、変態組織の方が大きく、転位密度の増加および組織の微細化に起因すると考えられる。また炭素量とともに半価幅は増大しており、転位密度の増加と対応しているようである。今後この点に関しては透過電顕観察およびCr管球を用いての半価幅の精密な測定を行いさらに考察を深めたい。

4.2 変態組織と集合組織との関係

Mn量が1.0%と少なく、しかもフェライト変態を抑制し、低温変態生成物形成を助長するNbを添加していない鋼においても、920°C以上に加熱後急冷すると等軸フェライト

ではない、何らかの低温変態生成物が全面的に形成された。しかも吉永らの結果と同様に、変態後の結晶方位はランダム化せずに、(111)/ND方位が発達することを確認した。しかしながら、加熱温度および炭素量に依存して副方位に変化が認められた。このような知見は著者らの知る限りにおいて全く初めてであり、この点に関して若干考察する。

まず板厚1/4の個所における変態組織形成に考察を限定する。光学顕微鏡および透過電子顕微鏡組織観察結果を総合すると、本実験で得られた低温変態生成物は岡本ら⁹⁾の言う極低炭素ベイナイトあるいはマルテンサイトとは明らかに異なる。光学顕微鏡組織的には荒木らの定義する α_q (擬ポリゴナルフェライト)であるが、透過電子顕微鏡観察結果によれば転位密度が高くベイナイトチックフェライト的である。しかしセル境界の形状は直線状である割合が極めて少なく、かつ回復した副境界に近い組織が多く、その界面は主にincoherent部分と、一部coherentな部分から構成されると推定される。本組織は比較的高温で形成されるため変態時に形成された転位の一部は冷却過程で回復したと考えられる。

以上を要約すると、今回得られた変態組織は完全なベイナイトチックフェライトではなく、擬ポリゴナルフェライトまたはgranular bainitic ferriteと言えらる。ベイナイトチックフェライトはラス状組織であることが我々の定義である。極低炭素鋼におけるベイナイトチックフェライトの定義も明確ではなく現時点では組織の断定は避け、低炭素領域(49 ppm以下)において形成されている高転位密度組織を現時点では中間段階変態組織と総称する。中間段階変態組織は(111)方位の存在量は高く、(100)方位は少なく、深絞り成形性の優れた集合組織が得られている極点図測定結果と良く対応する。

これに対してごく一部にマルテンサイトが形成される高炭素(189 ppm)では(100)方位を有するセル的組織が多くなり、かつ(110)方位も増加しており、極点図で測定した集合組織変化と良い対応を示している。マルテンサイト化は(111)方位の発達を抑制し、一方中間段階変態組織は(111)方位のものが多。この点に関して若干検討を加える。

吉永等は¹⁰⁾ finer bainitic structureが(111)方位の発達に有利であるとの結論を得ている。この結果は松元ら¹²⁾がMn-P添加IF鋼において得た、ベイナイトチックフェライトの生成は(222)極密度の増大を招くことの結果とも対応する。吉永等は $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 遺伝型変態組織形成機構に関して次のような仮説を提案している。 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により残留応力が発生し、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時のバリエーション選択がこの残留応力に誘起されて起きる。高Mn鋼では低Mn鋼におけるよりも高温強度が高く、したがって残留応力が大きいため、バリエーション選択が強く働くと説明している。この仮説は大変魅力的なものであるが、本実験の結果を十分に説明する

ことはできない。すなわち、1.0% Mn鋼の炭素量をわずかに170 ppm増加させたのみであり、1.4%もMn量を増加させたときほど大きな高温強度変化があるとは考えられない。さらにラス状組織よりも中間段階変態組織が(111)方位の発達に有利であるとの本実験結果の説明も困難である。

以上の結果は一概に低温変態生成物と言ってもその形成機構(せん断あるいは拡散型変態)あるいは界面がcoherentまたはincoherentのいずれの界面が優勢であるか、によって変態集合組織の主および副方位が異なる可能性を示唆している。これまで、このようなメカニズムまで考慮した議論は、著者らの知る限りない。もしもこの考え方が成立するとすれば、Mn添加量が少ない鋼においても α_q 的組織を形成させれば{111}集合組織を形成できることを意味しており、今後0.2% Mn添加鋼についてこの点を明確にする実験を行い、さらに冷却速度の影響も検討し、変態組織形成機構に関する考察を深めたい。

今後解決すべき多くの課題も見出された。①吉永等および松元等のベイナイト的組織と本実験で得られた中間段階変態組織(仮称)の差異の明確化とその形成機構の解明も残された重要課題の一つである。②Mnを1.0%添加した極低炭素Ti添加鋼板は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態前の111極密度が本実験結果では、著者等の結果^{1,2,5)}から予想される値よりも低い。この傾向は結晶粒径の差によっても一部説明できるが、結晶粒が同一でも本実験の場合は111極密度が低い値である。1.0% Mn添加鋼板の111極密度低下の原因究明とその向上も今後の課題である。

5. 結言

従来の研究に比べて焼入れ性向上に寄与する元素添加量の少ない1% Mn添加鋼において転位密度の高い中間段階変態組織を生成させた時下記の興味深い結果が得られた。

(1) オーステナイト域に加熱後急冷すると、1.0% Mn鋼においても変態組織が形成されその硬さは150 HV、49 ppm Cでは180 HVとなる。しかもその変態組織は中間段階変態組織であり、(111)方位(集合組織)が発達しており、深絞り成形性に優れた高強度鋼板開発の可能性が示唆された。

(2) 高炭素量(189 ppm)でのラスマルテンサイトの組織の形成は(100)あるいは(110)方位の発達および(111)方位の減少を促進した。

(3) 中間段階変態組織は光学顕微鏡的には擬ポリゴナルフェライトで透過電子顕微鏡観察によれば内部に転位密度の高い組織である。incoherentな界面の存在と(111)面発達との関連など変態集合組織形成機構の解明が今後の課題である。

本研究の一部は日本鉄鋼協会鉄鋼研究振興助成資金および科学研究費補助金(課題番号11650750)によってなされたものであることを付記し謝意を表す。また透過電子顕微鏡観察は東京大学物性研究所において実施したものであり、感謝の意を表します。また、3.0% Mn鋼におけるラス幅と炭素量に関するデータなど貴重な情報およびアドバイスを頂いた東京大学名誉教授荒木透先生、京都大学大学院工学研究科牧正志教授に深甚なる謝意を表します。最後に図面作成に協力された本学学部4年生柏倉強志君に感謝します。

文 献

- 1) I.Kokubo, M.Sudo, K.Kameno, S.Hashimoto, I.Tsukatani and T.Iwai: *Tetsu-to-Hagané*, **59** (1973), 469.
- 2) 須藤正俊: 鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織(I), 鉄鋼基礎共同研究会再結晶部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1974), 99.
- 3) H.Takada, M.Sudo, I.Tsukatani, D.Takai, A.Hase and K.Tsuji: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1397.
- 4) M.Sudo and I.Tsukatani: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1922.
- 5) M.Sudo and I.Tsukatani: Mechanical Working and Steel Processing Proceedings, ISS, Pennsylvania, (1989), 547.
- 6) I.Tsukatani, T.Inoue and M.Sudo: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 201.
- 7) M.Sudo and I.Kokubo: *Scand. J. Metall.*, **13** (1984), 329.
- 8) M.Sudo, I.Tsukatani and Z.Shibata: Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel, ed. by B.L.Bramfitt and P.L.Mangonon, AIME, New York, (1982), 301.
- 9) N.Yoshinaga, K.Ushioda, J.Itami and O.Akisue: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 60.
- 10) N.Yoshinaga, K.Ushioda, O.Akisue: 1994 High Strength Steels for Automotive Symp., ed. by R.Pradhan, ISS, Pennsylvania, (1995), 149.
- 11) O.Hashimoto, S.Soto and S.Tanaka: *Tetsu-to-Hagané*, **66** (1980), 102.
- 12) T.Akimoto and Y.Higo: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 1306.
- 13) T.Araki, M.Enomoto and K.Shibata: *Tetsu-to-Hagané*, **77** (1991), 1544.
- 14) 岡本尚機, 岡宗雄: (極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究, 日本鉄鋼協会, 東京, (1994), 49.
- 15) 柴田浩司, 朝倉健太郎: (極)低炭素鋼のベイナイト組織と変態挙動に関する最近の研究, 日本鉄鋼協会, 東京, (1994), 57.
- 16) 有岡照晃: 京都大学大学院工学研究科修士論文, (1996).