

Mn

Effects of Carbon and Manganese on the Recrystallization Texture of Cold Rolled Low Carbon Steel Sheet

(Nobuo Ohashi)

(Motoyuki Konishi)

(Yoshihiro

Arima)

:

Mn

111

0.02 0.03

0.05 0.10 Mn

N

300

N

111

N

111

Synopsis :

Effects of carbon and manganese contents and heat treatment of hot-rolled sheet on the recrystallization behaviour after cold rolling of low carbon steel sheets have been investigated. (111) texture is developed sharply by quench-temper treatment of hot-rolled sheet and this effect becomes conspicuous in the steels having around 0.02 to 0.03% carbon and 0.05 to 0.10% manganese. In these cases, a clear re-increase of electrical resistivity at liquid nitrogen temperature, N, can be detected at around 300 in the isochronal annealing curves of N after cold rolling, and this will be due to the reversion of dispersed fine cementite into the matrix of high dislocation density. (111) texture after box annealing tends to become sharp in the specimens showing the large increment of N mentioned above. Electron microscopic observation shows that the carbon atoms derived from the reversed cementite can precipitate again as fine cementite particles along the subboundaries of recovered grains, and it is suggested

that these cementite inhibit the movement of subboundaries during the early period of recovering process and accentuate the difference of growth velocities of grains having different crystallographic orientations. On the other hand, in the specimens normalized before cold rolling re-increase of N cannot be observed and (111) texture after box annealing becomes weak unless the original carbon content in steel is lowered.

低炭素冷延鋼板の再結晶集合組織におよぼす C, Mn の影響

Effects of C and Mn Contents and Heat Treatment on Recrystallization

Texture of Cold Rolled Low Carbon Steel Sheet

大橋延夫*

Nobuo Ohashi

小西元幸**

Motoyuki Konishi

有馬与志広***

Yoshihiro Arima

Synopsis:

Effects of carbon and manganese contents and heat treatment of hot-rolled sheet on the recrystalliza-

られる), ϵ -Cu⁴⁷⁻⁵²⁾ および Fe_3C ⁵³⁻⁵⁸⁾, などがあ
るが, それぞれ析出の時期, 量, 大きさ, 分布な
どと冷延組織の微視的構造および回復再結晶挙動
との関係, ひいてはその相互作用による再結晶集

から, 途中析出型のように解釈されることがあ
る³⁴⁾が, \bar{r} 値の改善という意味では母板で微細に
析出させておいたほうがよく⁴⁹⁾, この観点からは
前析出型といえよう。しかし ϵ -Cu による \bar{r} 値の

冷延面鉄具後の深絞り材がトイナズレ、まなズ 今右量が高い、領域 (0.1% Mn) でF値がさらに

の理由として冷延前の固溶C量の減少により冷延組織に微視的な変化が起こること、すなわち交差すべりの頻度が変わり、局所的な方位回転部分の

上昇すること、しかし0.005% Mnではふたたび低下することを明らかにし、この理由としてS、OおよびCとの相互作用の変化が鉄の回復挙動に

Table 1 Chemical compositions of specimens (as cast, wt%)

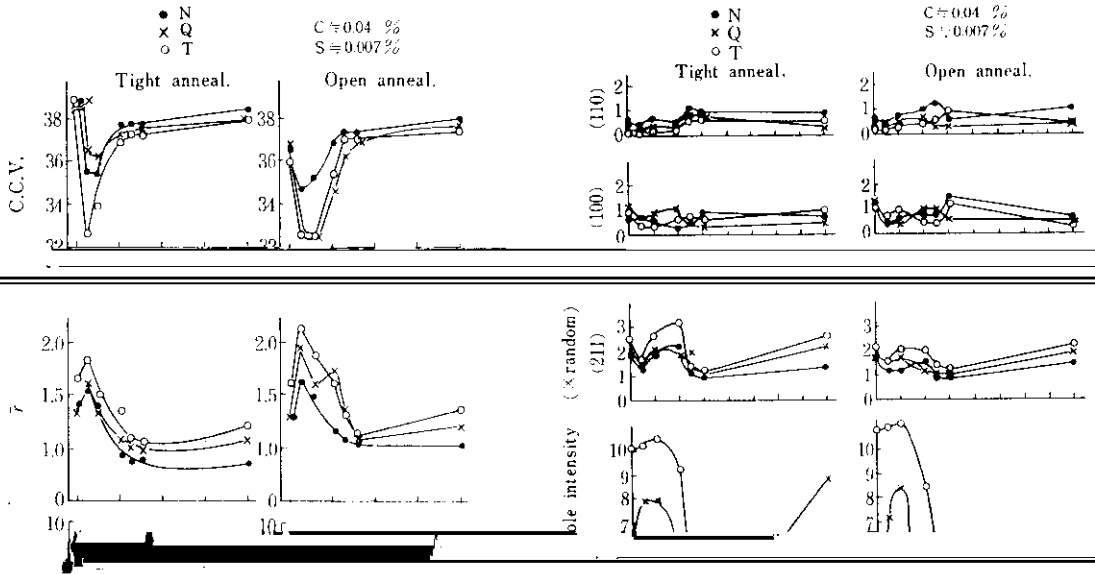
Specimen	C	Si	Mn	P	S	Fe	Al	Ni	Cr	Mo	W	Co	Cu	Zn	As	Se	Te	Bi	Ag	Au	Other
1	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
2	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
3	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
4	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
5	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
6	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
7	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
8	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
9	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005
10	0.18	0.01	0.01	0.001	0.001	99.78	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005	0.005

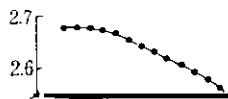
測定することによって冷延後の回復挙動を検討した。

を各数回引抜き、これを 25°C/h の速度で N 処理したものが小さいが、(今右曇の変化は

昇熱したがる所定の各温度で 1 個ずつ引出して、その明確な変化の傾向は認められない

[Illegible text due to heavy scanning artifacts]





またN処理したものは広い温度範囲にわたって ρ_N が徐々に低下するようになる。またT処理し

950°C×1hW.Q. + 350°C×1hA.C.

→ Cold working

120f

C.R. 0%

120f

C.R. 51%

1.6f

× Q

×

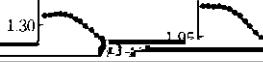
定される値と一致する。260°C の等温焼鈍では短時間側で ρ_N の低下が認められるが、これは Fig. 8 の 5min 等時焼鈍曲線において ρ_N が極小値を示す温度が 200°C より高いことから、予備的に

り、またバックグラウンドが著しく低下することが認められる。この結果から、300°C 付近での ρ_N の増加は Snoek ordering を起こすような自由な C, N の増加によるものではないといえる。

に達しておらず」たがってその後の260°C 焼鈍

板でT処理後冷間加工した場合のみ認められる

象の顕著なものほど再結晶後の深絞り性がよい傾



（注）本図は、本誌に掲載された論文より転載したものである。

300°Cでの ρ_N の再増加現象が顕著なものほど再結晶後の深絞り性がよいといえる。

Fig. 16 は, Fig. 15 の等時焼鈍曲線において ρ_N が再増加する温度極小値と焼鈍温度との関係を示す。

Mn含有量の異なる試料を950°Cから焼入れたのち各温度で5分間等時焼鈍を行なった場合の ρ_N の変化を示す。冷間加工を加えない場合は ρ_N の増加はほとんど見られず、冷間加工を加えた場合は、Mn含有量に

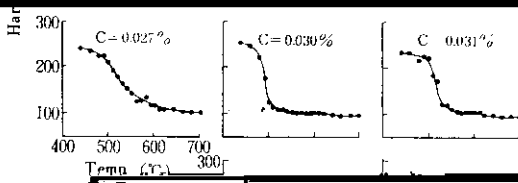
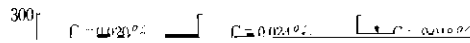
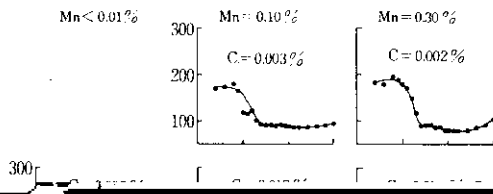


Fig. 18-(b) Effects of carbon and manganese contents on the changes in

後の硬度が低いため再結晶過程での硬度変化が少ないが、それ以外は母板熱処理による再結晶挙動への影響も亦れは硬度亦れも認められる。

%Mn のものでは、中間硬度を示す温度がC含有量および母板熱処理によって変化する。0.007% C のものは同板熱処理の関係より中間硬度は二

600

...

漸に低下する温度けり含有量によってほとんどが

および (111) 極密度を示し, **Photo. 2** はそれら
 の断面顕微鏡組織を示す。繰返し試験後を示す。

絞り性のもっともよい0.05% Mnのものをもっと

0.01% > Mn のものは再結晶前の (111) 極密度は

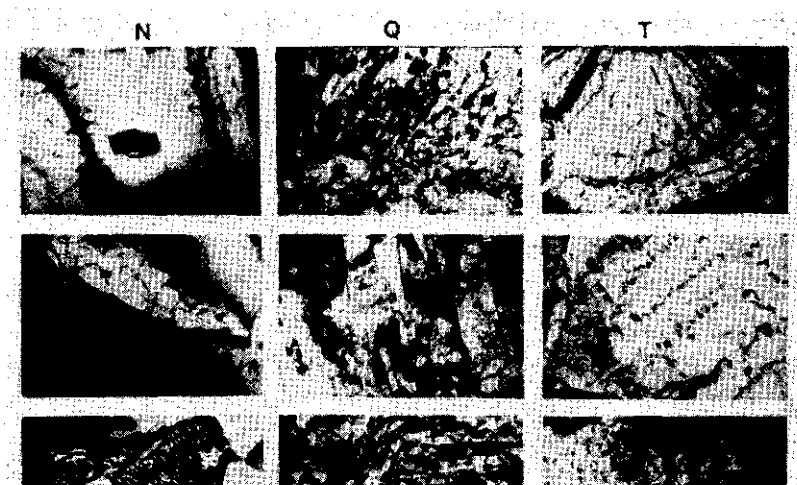
600

められている現象すなわち AlN clustering による回復再結晶の遅滞が起こる場合に (111) 再結晶

Photo. 3, 4 は 0.041% C, 0.05% Mn を含む試料の母板熱処理後および冷延後再結晶途中(25°

集合組織が発達し、深絞り性がよくなる現象とは

C/h で昇熱し 500°C で引出したもの) の電子顕



微鏡透過観察組織である。母板熱処理後の試料 (Photo. 3) では、N処理したものは粒界パーラ

徐熱焼鈍に際して回復再結晶に顕著な停滞が起こることが一致して認められており^{3,4,5)}、このこと

微細な析出物は認められない。O処理したものは

観察によると AlN は点列状に網模様を作って析

焼入組織で転位密度が高く、はっきりしない点は

出しているので、回復時の亜粒界もしくは再結晶

の集合組織の形成が、C, Mn の影響を、

は微弱にしか生じない。そしてさらにこの ρ_N の増加はC含有量が0.003%以下では起こらず、約0.007%以上だと明りょうに観察された。

このように ρ_N の再増加現象にCが寄与していることは明白であり、しかも溶解の温度からみて Fe_3C の reversion であることも間違いなさそうである。しかしこのような ρ_N の再増加した試料でも Snoek ピークは観測されず、したがって溶解したCは ρ_N の増加には寄与するが、Snoek

よるものとする、0.05% Mn の試料での約 $0.025\mu\Omega\text{cm}$ の ρ_N の増加は約 32.5ppm のC原子の溶解に相当する。今回同試料について、冷延後とそれを $300^\circ\text{C}\times 5\text{min}$ 焼鈍したときの Fe_3C を化学分析した結果 (Table 4) では、明らかに後者の Fe_3C が減少しており、しかもそれをCに換算してみるとちょうど 33ppm になったことは興味深い。(このように考えると、冷延後の焼鈍過程の低温側で ρ_N がいったん低下するのは、転位の

さて、以上述べたような Fe_3C の再溶解現象が回復粒の核生あるいは成長とどのように関係する

同様の実験を行ない、 α 温度から焼入れた場合でも焼戻し処理を行なったものは、 α 温度から焼入れたものの方が、 α 温度か

かについて次のように考えられる。T 処理した試料で冷延後に Fe_3C が reversion を起こす $300^\circ C$ 付近では、 γ 温度から焼入れたものの方が、 α 温度か

深絞り性がよいが同一焼戻し処理を行なった場合、 γ 温度から焼入れたものの方が、 α 温度か

い。しかし市山ら²⁴⁾および音谷ら²⁰⁾は内耗測定に 復過程での再溶解のしやすさに変化が起きる、あ

増加が起きることを認めており（ただし電気比抵抗の測定では現われていない²⁵⁾）また Hultgren ら¹⁶⁾もこれとは意味が異なるが AlN の分解が起ることを示唆しており、なお究明すべき余地が

し、そのためカーバイトの溶解析出挙動に変化が起るなどが考えられるが詳細は不明である。なお深絞り性におよぼす Mn 含有量の影響が C 含有量によって変化することについては、Hughes 以下¹⁸⁾とヒダ志岐ら⁵⁾によって最近に報告された

$$dR/dt = aM\sigma(1/D - 1/R)$$

ここで、 a は定数、 M は結晶粒界の易動度、 σ は粒界エネルギー、 R_c は再結晶粒の臨界半径、 R は再結晶粒の半径である。 $R > R_c$ の粒は成長するが、 $R < R_c$ の粒は dR/dt が負になり小さくなる。

による集合組織の変化について全貌を把握するには到っていない。すなわち、たとえば合金元素の影響およびそれらの相互作用についても、冷延再結晶過程のどの段階でどのような影響をおよぼす

て消滅する。

そこで再結晶が完了し再結晶粒同志が接した時点で、おのおのの方向を持った結晶粒の大きさの分布に差がなく、出たその数の多少によってV線

かが必ずしも十分には分離できず、またSのように微量でも再結晶挙動に顕著に影響を与える不純物が不可避免的に存在するので明確な議論をすることが困難である。特に、冷延再結晶過程の影響は

- 29) P. N. Richards : J. Austr. Inst. Met. 12 (1967) 1, 2
- 30) M. Matsuo, S. Hayami and S. Nagashima : Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), 867
- 31) 吉田, 古林, 遠藤 : 鉄鋼基質共同研究会 第4回年終報告資料 鉄重-29 Dec. 20 (1971)

- 32) 古林, 遠藤, 吉田 : 日本金属学会, 第71回講演予稿, Oct. (1972), 55
- 33) 阿部, 高木 : 鉄鋼基質共同研究会 第6回年終報告資料 鉄重-40 Dec. 12 (1972)

