

論 文

© 1982 ISIJ

焼付硬化性超深絞り用高張力冷延鋼板の開発

佐藤 進*・入江 敏夫*・橋本 修*²

Development of Cold Rolled High Strength Steel Sheet with Bake Hardenability and Excellent Deep Drawability

Susumu SATOH, Toshio IRIE, and Osamu HASHIMOTO

Synopsis:

Effects of carbon and niobium contents, and continuous annealing conditions on mechanical properties, structures and embrittlement of cold rolled steel sheets containing extra low carbon, low niobium and phosphorus have been investigated. The following results are obtained:

(1) The steel sheets with Nb/C(atomic ratio) ≤ 0.5 show high bake hardenability but poor drawability. The steel sheets with $0.7 \leq \text{Nb}/\text{C} \leq 1.2$ exhibit excellent deep drawability and high bake hardenability originated in solution of niobium carbides by annealing at over 850°C. (2) For maintaining high bake hardenability, rapid cooling is effective especially at near 750°C and at near 300°C. (3) Cold-work embrittlement due to adding phosphorus can be prevented by means of leaving a small amount of solute carbon in steel sheets through the rapid cooling at the above temperature ranges. Critical content of phosphorus (P_{cr}) causing cold-work embrittlement can be expressed in terms of the ageing index as follows.

$$P_{cr}(\text{wt}\%) = 0.04 \cdot AI + 0.045$$

(AI: Ageing index(kgf/mm²), Cooling rate: $\geq 1^\circ\text{C}/\text{s}$)

Based on the above results, the cold rolled high strength steel sheet with bake hardenability and excellent deep drawability ($\bar{r}=2.3$) has been produced in a continuous annealing line.

1. 結 言

自動車の車体軽量化と安全性向上の要請から自動車用鋼板の高強度化が急速に進行しているが、きびしい深絞り性が要求される部品、たとえばフェンダーパネル、クォーターパネル等の鋼板の高強度化は立ち遅れているのが現状である。

筆者らはPおよびNb添加極低炭素アルミキルド鋼により優れた深絞り性を有する高張力冷延鋼板の開発に成功した^{1)~5)}。この鋼板は現在自動車車体の絞り加工部品に使用されているP添加低炭素アルミキルド鋼(リフォス鋼)よりもランクフォード値(r 値)、伸び(El)が高く、降伏強度(YS)が低いという特徴を有し、深絞り部品への適用が可能である。

一方、プレスによる加工歪とその後の焼付塗装処理により強度が上昇する性質、すなわち焼付硬化性は自動車パネルの耐デント性の向上に有利である。

本研究は先に開発した超深絞り性高張力冷延鋼板^{1)~5)}に焼付硬化性を付与することを目的として、Nb添加極低炭素アルミキルド鋼の材料特性におよぼす連続焼なまし条件の影響を調べたものである。

2. 実 験 方 法

供試鋼の化学組成をTable 1に示す。いずれもC=0.003~0.005%の極低炭素アルミキルド鋼にNbを添加していることが第1の特徴である。Nb量はCとの原子濃度比で、0.5~1.6に変えている。またU1~U3鋼およびL1鋼のP量は0.01%であり、それ以外はP=

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

Steel	C	P	N	sol.Al	Nb	$\frac{\text{Nb}(\text{at}\%)}{\text{C}(\text{at}\%)}$
U1	0.004	0.011	0.0045	0.017	0.024	0.8
U2	0.004	0.010	0.0017	0.056	0.036	1.2
U3	0.003	0.010	0.0018	0.031	0.037	1.6
R1	0.004	0.069	0.0065	0.022	0.016	0.5
R2	0.005	0.070	0.0014	0.044	0.029	0.7
L1	0.005	0.010	0.0042	0.031	0.039	1.0
L2	0.005	0.045	0.0053	0.036	0.036	0.9
L3	0.005	0.070	0.0038	0.023	0.040	1.0
L4	0.004	0.10	0.0062	0.027	0.036	1.2
L5	0.004	0.15	0.0050	0.040	0.034	1.1

Si: 0.01~0.04%, Mn: 0.13~0.19%, S: 0.004~0.008%

昭和56年11月本会講演大会にて発表 昭和56年10月26日受付 (Received Oct. 26, 1981)

* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*2 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

0.045~0.15% である。

U1~U3 鋼, R1 鋼および R2 鋼は転炉製鋼-RH 脱ガス-連続鋳造-ホットストリップによる圧延の工程により 3.2 mm 板厚の熱延板とした。熱間圧延の仕上げ温度は約 910°C, 巻取温度は 680°C~710°C であつた。一方 L1~L5 鋼は 50 kg 真空溶製鋼を熱間鍛造後, 小型圧延機により熱間圧延して, 3.5 mm 板厚の熱延板とした。この種の冷延鋼板の材質には熱延条件が重要であるので⁶⁾, 小型圧延機による熱延は工場熱延の条件に近づけるため, 全圧下率 88% (3パス), 圧延速度 40 m/min, 仕上温度 880~910°C とし, さらに室温まで空冷した熱延板に 700°C-1 h の均熱処理と 30°C/h の徐冷処理を施した。ひきつづきこれら熱延板を 0.8 mm 板厚に冷間圧延した。

冷延板の再結晶焼なましは直接通電式熱処理炉および流動熱処理炉によつて行つた。

焼なまし試料の引張特性はすべて 0.7~0.9% の圧下率で調質圧延したのち JIS 5 号試験片として求めた。引張方向は圧延方向であり, クロスヘッド速度は 10 mm/min であつた。降伏応力 (YS) は上降伏点または 0.2% 耐力とした。

室温時効性を調べる目的で時効指数 (AI) を, 焼付硬化性を調べる目的で焼付硬化量 (BH) を, 次のような方法で求めた。試験片および引張方向はいずれも引張特性を求める時と同じとし, 予歪み付加時の変形応力と歪み時効処理後の下降伏応力の差を求めた。引張予歪みとして AI は 7.5%, BH は 2%, その後の熱処理は AI が 100°C-30 min BH が 170°C-20 min であつた。AI は 3 kgf/mm² 以下であれば実質的に常温遅時効性であるといえる。

深絞り性の指標となるランクフォード値 (r 値) は, JIS 5 号試験片を用いて 15% 歪みにおける中心部および中心から両側 12.5 mm の 3 点の幅を測定することにより求めた。平均 r 値 (\bar{r} 値) は $\bar{r} = (r_{0^\circ} + 2r_{45^\circ} + r_{90^\circ}) / 4$ とした。ここで $r_{0^\circ}, r_{45^\circ}, r_{90^\circ}$ はそれぞれ圧延方向, これに 45°, 90° の各方向での r 値である。

焼なまし試料の固溶炭素量および固溶窒素量を分離定量⁷⁾ するために逆つり振動法によりスネークピークを求めた。このときの振動数は約 1 s⁻¹, 加熱速度は 3°C/min であつた。

2 次加工脆性は次のような試験法により調査した。50 mm ϕ に打ち抜いた試験片をダイス穴直径 32.00 mm, ポンチ直径 26.99 mm の条件でコンカルカップ試験機によりカップ状に絞り加工した。これを 0°C に冷却したのちカップの側面に 1 m 高さから 5 kg のおもりを

自然落下させた。なお絞り加工時に発生した耳は削除しなかつた。

焼なまし試料の粒組織は光学顕微鏡により, 炭窒化物の形態は抽出レプリカ法-透過型電子顕微鏡法により観察した。また脆性試験片の破面を走査型電子顕微鏡により観察した。

3. 実験結果

3.1 材料特性におよぼす均熱条件の影響

R1 鋼 (Nb/C=0.5, P=0.07%), R2 鋼 (Nb/C=0.7, P=0.07%) を 750~1000°C の温度で 40 s 保持後空冷処理 (冷却速度 10°C/s) したときの材料特性を Fig. 1 に示す。R2 鋼ではこの鋼の A_{c3} 点 (940°C) までは均熱が高温になるにつれて r 値が上昇し, TS は低下する。YS および EI は 900°C でそれぞれ最小, 最大値を示す。一方 R1 鋼では, 930°C 以下の温度範囲で R2 鋼より r 値, EI が低く, YS が高い。また両鋼とも AI は均熱温度の上昇とともに高くなるが R2 鋼では 870°C 以上の高温で急激に上昇するのに対して, R1 鋼では 750°C の均熱でも 2 kgf/mm² 以上と高い。

R2 鋼を 830°C, 930°C, 1000°C で焼なまし (40 s 保持) したときの結晶粒組織を Photo. 1 に示す。830°C から 930°C と均熱温度が高くなると結晶粒径は大きくなり, 結晶粒界が明りようとなる。1000°C 均熱の組織は一度 r 変態して急冷された試験片に特有のものである。

Nb/C=0.7~1.6 の鋼を所定温度まで加熱後水焼入れ処理したときの AI を Fig. 2 に示す。同一温度で比較するとき AI は Nb/C 値が低いほど高い値を示す。

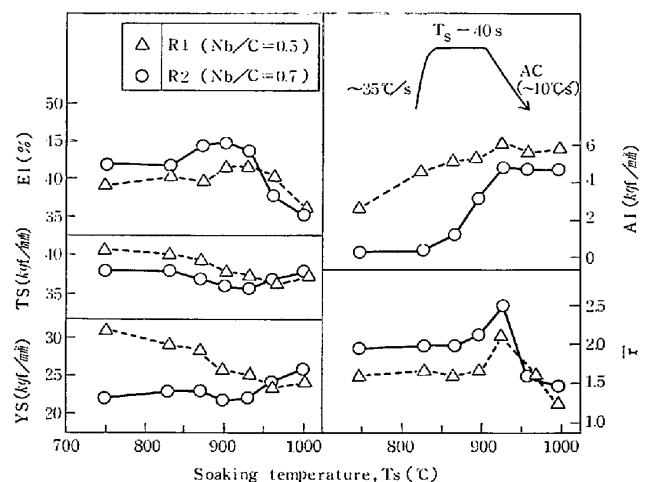


Fig. 1. Mechanical properties of annealed sheets plotted against soaking temperature in steels R1 and R2 (Heating rate: 35°C/s, Soaking time: 40s, Cooling rate: 10°C/s).

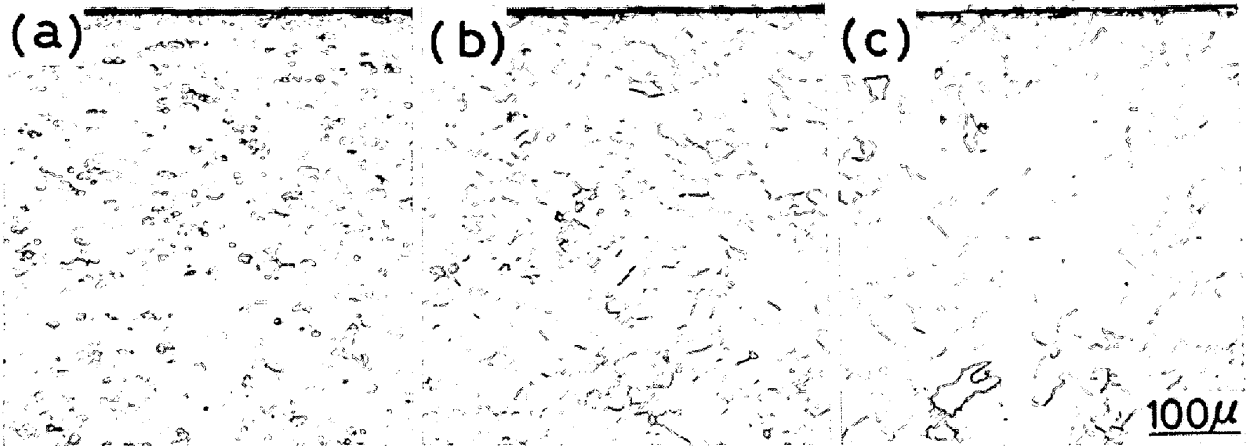


Photo. 1. Optical micrographs of steel R2 showing the effect of soaking temperature ((a) 830°C, (b) 930°C, (c) 1000°C) on grain size of annealed sheets (Heating rate: 35°C/s, Soaking time: 40s, Cooling rate: 10°C/s).

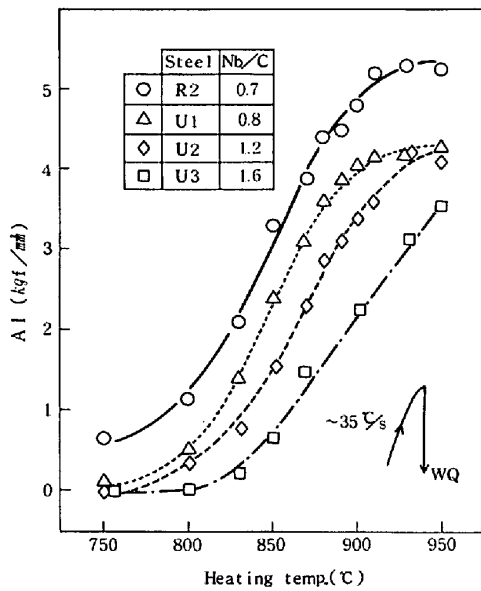


Fig. 2. Ageing indices of annealed and water quenched sheets plotted against heating temperature (Heating rate: 35°C/s, Soaking time: 0 s).

Fig. 1 と Fig. 2 における R2 鋼の AI を比較すると、同一温度に加熱しても冷却速度の速い水焼入試料のほうが高い値を示す。

R2 鋼を 830°C~900°C に加熱後ただちに水焼入処理したときのスネークピークの測定結果を Fig. 3 に示す。高温になるほど C ピークは上昇するのに対して N ピークは加熱温度によりほとんど変化せず、かつそのピークの絶対値も C ピークのそれよりかなり小さい。したがって高温加熱により AI が上昇するのは固溶 C の増加に起因するといえる。

U1 鋼 (Nb/C=0.7), U2 鋼 (Nb/C=1.2) の AI と均熱保持時間の関係を Fig. 4 に示す。AI におよぼす均熱保持時間の影響は小さく、AI は 5 s 以下の短時間

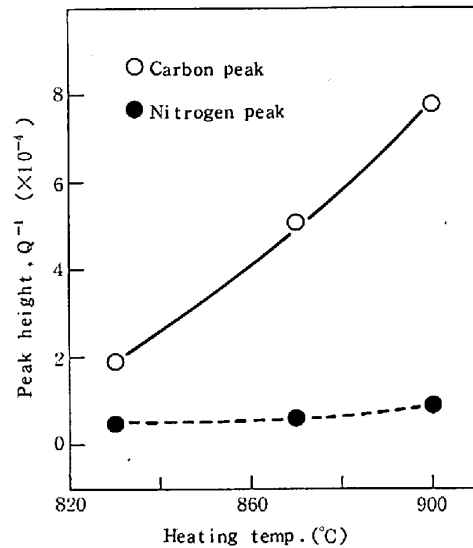


Fig. 3. Snoek peak heights of solute carbon and solute nitrogen in annealed and water quenched sheets plotted against heating temperature in steel R2 (Heating rate: 35°C/s, Soaking time: 0 s).

でその温度における定常状態に達していることがわかる。

3-2 材料特性におよぼす冷却条件の影響

R2 鋼 (Nb/C=0.7, P=0.07%) の材料特性と均熱 (870°C-40 s) 後の冷却速度の関係を Fig. 5 に示す。AI および BH は冷却速度に依存し、冷却速度が 70°C/s から 5°C/s に変化するとき、AI, BH とも約半分に低下する。これに対し、EI, YS は冷却速度が変化してもほとんど変化しない。

U1 鋼 (Nb/C=0.8, P=0.01%) を 830°C で 40 s 保持後水焼入れ、および空冷 (平均 10°C/s) したときの析出物の形態を Photo. 2 に示す。水焼入れ試料では凝集した微細析出物の境界領域が溶解したようにみえる

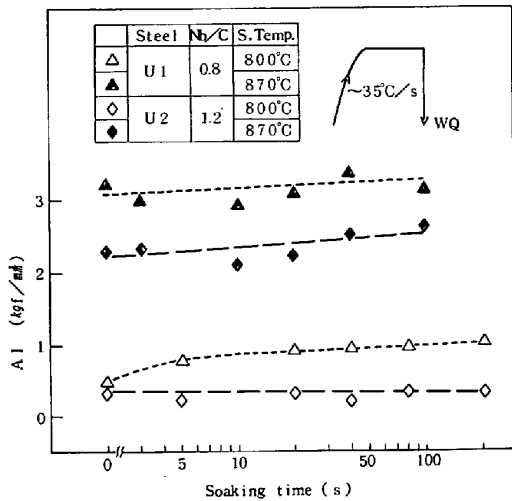


Fig. 4. Effect of soaking time on ageing indices of annealed and water quenched sheets in steels U1 and U2 (Heating rate: 35°C/s).

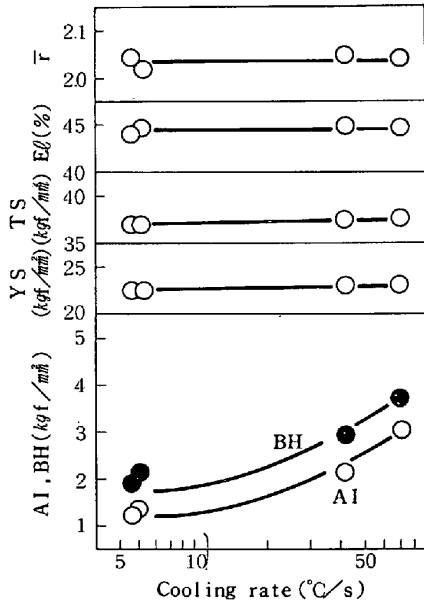


Fig. 5. Effect of cooling rate on mechanical properties in steel R2 (Heating rate: 35°C/s, Soaking: 870°C-40 s).

のに対して、空冷材では冷却中に析出物が球状に凝集している。なお水焼入試料および空冷試料の AI はそれぞれ 1.4 kgf/mm², 0 kgf/mm² であった。

R2 鋼を 850°C-40 s の均熱後中間温度保持処理を加えたときの AI の変化を Fig. 6 に示す。500~400°C で 50 s 保持しても均熱後急冷処理 (RC 処理, 約 70°C/s) したときの値 (約 2 kgf/mm²) とほとんど同じである。しかし 750°C 近傍と 300°C 近傍の保持により AI は低下し、低下量は前者のほうが大きい。この AI の保持温度依存性は保持時間が 50 s と 200 s とで変わらない。

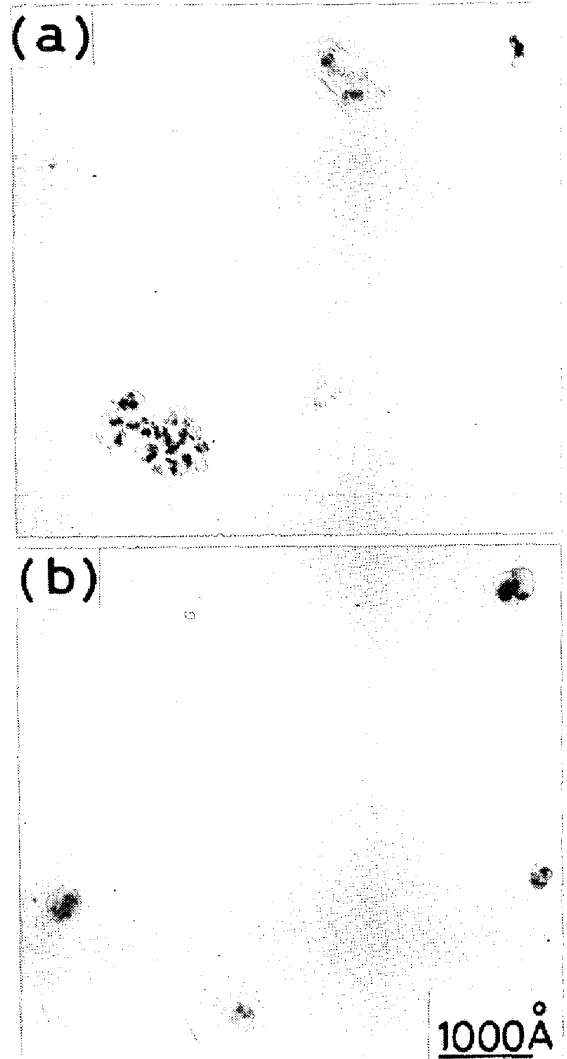


Photo. 2. Carbon extraction replicas of steel U1 showing the effect of cooling rate ((a) water quenching (b) 10°C/s) on the morphology of precipitates in annealed sheets (Heating rate: 35°C/s, Soaking: 830°C-40 s). Ageing indices of the (a) and (b) specimens were 1.4 kgf/mm² and 0 kgf/mm², respectively.

3.3 2次加工脆性におよぼす因子

R2 鋼 (Nb/C=0.7, P=0.07%) に 830°C-40 s の均熱を施し、ひきつづき 1°C/s と 20°C/s で冷却したときの脆性試験結果を Photo. 3²⁾ に示す。1°C/s の冷却速度のカップには割れが発生した。Photo. 4 に示したこの破面の走査電顕写真によればへき開破面よりも粒界破面のほうが多い。

R2 鋼を 850°C-40 s の均熱処理し、ひき続き中間温度で 200 s 保持したときの脆性試験結果を Fig. 7 に示す。Fig. 6 に示した AI の変化と比較することにより、2次加工脆化は AI の低下する温度域に近い領域で生じやすいことがわかる。

Nb/C=1 と一定にし P 量を 0.01% ~ 0.15% に変え

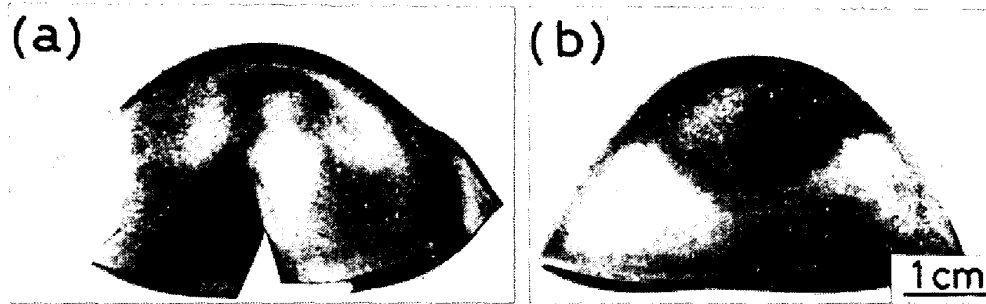


Photo. 3. Effect of cooling rate ((a) 1°C/s, (b) 20°C/s) on cold-work embrittlement in steel R2 (Heating rate: 35°C/s, Soaking: 830°C-40 s, Test temperature: 0°C).

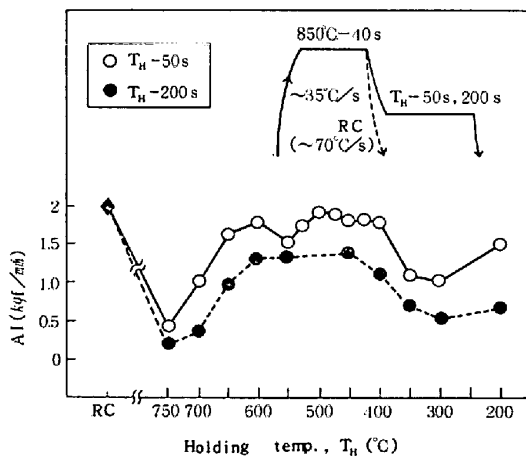


Fig. 6. Ageing indices of annealed sheets plotted against holding temperature in steel R2.

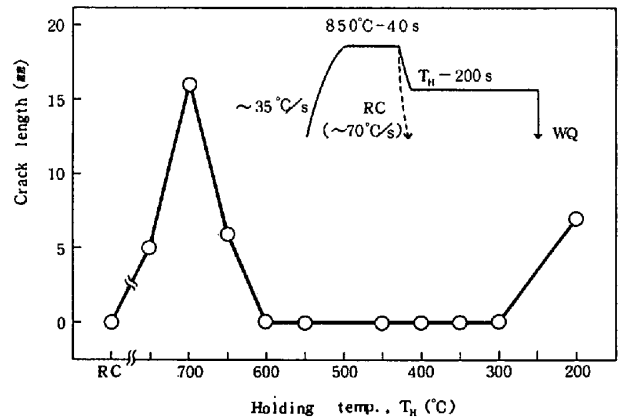


Fig. 7. Total crack length in cold-work embrittlement test plotted against holding temperature in steel R2.

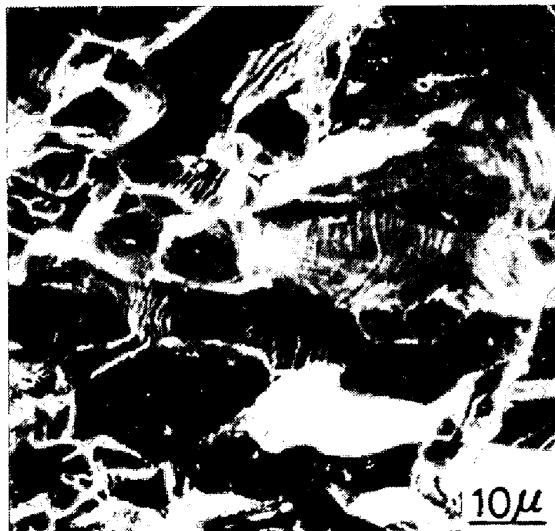


Photo. 4. Scanning electron micrograph showing the fracture surface of collapsed conical cup shown in Photo 3(a).

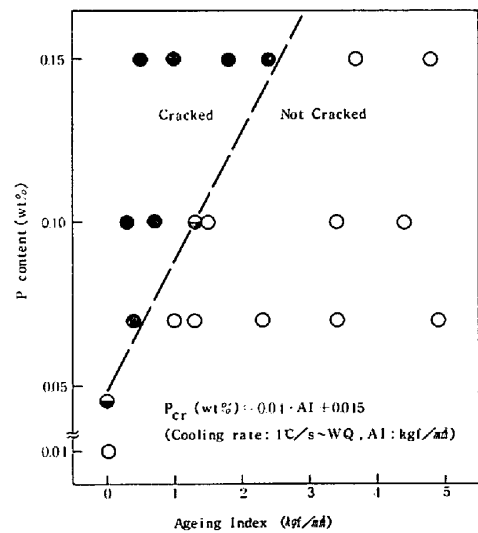


Fig. 8. Effects of phosphorus content and ageing index of annealed sheet on cold-work embrittlement in steels L1~L5 (Nb/C=1).

た L1~L5 鋼を用い、加熱温度とその後の冷却速度 (1°C/s~WQ) を制御することにより、AI を変化させたときの 2 次加工脆性と P 量の関係を Fig. 8 に示す。AI の増加に伴い割れの発生する 臨 界 P 量 は 上 昇 す る。臨 界 P 量 (P_{cr}) と AI の関係は Fig. 8 より次の

ようにならわされる。

$$P_{cr}(\%) = 0.04 \cdot AI + 0.045$$

$$(AI: \text{kgf/mm}^2, \text{冷却速度}: \geq 1^\circ\text{C/s})$$

3-4 工場実験

前述の実験結果に基づき、R2 鋼 (Nb/c=0.7, P=

Table 2. Mechanical properties and cold-work embrittlement of the sheet produced in factory (steel R 2, annealing : 900°C-80s, cooling rate : 40°C/s, thickness : 0.75 mm).

YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	El (%)	\bar{r}	AI (kgf/mm ²)	BH (kgf/mm ²)	Crack length (mm)
19	36	43	2.3	3.2	4.5	0

0.07%) を工場で冷間圧延し、ひき続き 900°C-80 s の高温均熱および 100°C 以下までの 40°C/s の急冷ヒートサイクルで連続焼なまししたときの材料特性を Table 2 に示す。 \bar{r} 値、El が高く YS が低いので深絞り性に優れていると同時に、室温時効が問題にならない範囲で高い焼付硬化性を示し、かつ 2 次加工脆化しない引張強さ 35 kgf/mm² 級高張力冷延鋼板が得られた。

4. 考 察

4.1 深絞り性におよぼす連続焼なまし条件の影響

4.1.1 \bar{r} 値

\bar{r} 値は A_{c3} 点以下であれば高温ほど高くなつたが、その絶対値は Nb/C 値に強く依存した。すなわち、Nb/C=0.7 の鋼では 750°C ~ A_{c3} の温度範囲で $\bar{r} \geq 2.0$ となり、Nb/C=0.5 の鋼よりも高い値を示した。この理由を考えるために AI と均熱温度の関係に着目する。Nb/C=0.5 の鋼では 750°C の均熱ですでに AI ≥ 2 kgf/mm² であるのに対し、Nb/C=0.7 の鋼では 850°C 以上の高温均熱によりはじめて AI > 0 kgf/mm² となる。このことから、Nb/C=0.5 の鋼では再結晶初期に存在する固溶 C が {111} 集合組織の発達を阻害し \bar{r} 値を低下させたといえる⁹⁾。これに対し、Nb/C=0.7 の鋼における固溶 C は再結晶開始時でなく、再結晶粒の粒成長時期である 850°C 以上の高温で発生したものであるため \bar{r} 値への悪影響が小さかつたといえる。

一方、Fig. 1 で R1, R2 鋼いずれも A_{c3} 点直下の α - γ 2 相域温度で \bar{r} 値が急激に上昇し最大値を示した。この理由は薄鋼板を α - γ 2 相域で焼なましすると、{111} 方位 α 粒が他方位の α 粒より α - γ 変態しにくいという理論に基づき説明され得る¹⁰⁾。

4.1.2 El および YS

Photo. 1, Fig. 3 に示したように、高温で均熱するほど結晶粒が成長し炭化物の溶解が進むと同時に炭化物の密度が減少するので、高温均熱は El の上昇、YS の低下をもたらす。ところが炭化物の溶解により生じた固溶 C が多量に焼なまし後にもちきたされると El の低下、YS の上昇をもたらす。Fig. 1 で、El または YS がそれぞれ最大値または最小値を示す均熱温度が存在した

理由は上述した相反する効果により説明できる。

4.2 焼付硬化性におよぼす連続焼なまし条件の影響

本研究において焼付硬化量 BH と時効指数 AI とはその試験条件において予歪み量と熱処理温度が異なるだけである。また Fig. 5 に示したように AI の変化と BH の変化は完全に相似であつた。したがって BH および AI はともに鋼板中に存在する固溶炭素量ないしは固溶窒素量のみ依存する特性といえるので、以下では焼付硬化性を AI の変化に置き換えて議論する。

Fig. 1 で 850°C 以上の高温均熱により急激に AI が上昇するのは Fig. 3 に示した内耗測定結果から判断して、おもに Nb 炭化物の溶解に伴う固溶 C の増加に起因するといえる。Nb 炭化物の溶解反応は高温になるほど進行するはずであり、Fig. 1 ないし Fig. 2 の AI の加熱温度依存性はこのことを裏付けている。

つぎに Fig. 2 に示したように AI の増加すなわち Nb 炭化物の溶解が Nb/C 値に依存した理由を考察する。Fig. 4 に示した実験結果は Nb/C 値によらず Nb 炭化物の溶解-析出反応が、比較的短時間で平衡状態に近づく可能性を示唆した。ここで平衡論を適用すれば Nb/C 値の高いものほど、ある温度で平衡する固溶 C 量は少ないはずであり、Fig. 2 の結果とその傾向が一致する。

高温均熱時に存在した固溶 C は Fig. 5 と Fig. 6 に示すように徐冷すると減少し、750°C 近傍の高温域と 300°C 近傍の低温域において減少速度が大きい。

高温域における固溶 C の低下は、Photo. 2 に示したような Nb 炭化物の再析出と再凝集化に起因すると考えられる。一方低温域で固溶 C が低下する理由として、均熱時に残存していた Nb 炭化物などを析出核サイトとする鉄系炭化物の析出が考えられるが現時点では明確でない。

4.3 2 次加工脆性におよぼす連続焼なまし条件の影響

冷延鋼板の 2 次加工脆化はオープンコイル焼鈍された脱炭鋼板のように C 量がきわめて低い場合に生じやすく破壊は粒界で起こる¹¹⁾。この理由として粒界の C 量が少ないと粒界強度が低下するという説がある¹²⁾。ところが松井ら¹³⁾はゾーンメルト法により C 等不純物を低減した純鉄では粒界破壊しないことを明らかにした。

小西ら¹⁴⁾は脱炭鋼板において P 含有量の増加とともに粒界破壊を防止するために必要な C 量が増加すること、さらに P 量一定で C 量の異なる試料の粒界破面を AES 分析すると C 量の減少とともに粒界 P 濃度が増加することを報告した。これら実験結果に基づき、小西らは粒界 C 量が低下すると、P のような粒界強度を低下させる元素の

粒界偏析が促進されて粒界破壊しやすくなるとした。

本研究で用いた P, Nb 添加極低炭素冷延鋼板の場合、脆化を起こす臨界 P 量は Fig. 8 に示したように時効指数の増加により上昇した。また Fig. 7 に示したように均熱後中間温度で保持するとき、脆化は 700°C 近傍と 200°C 近傍で生じたが、これら脆化温度域のうち少なくとも高温域については Fig. 6 との比較により時効指数の低下する温度域にほぼ一致した。

以上の実験結果は小西らの脱炭鋼の場合に酷似していることから、本供試鋼の脆性挙動は小西らが主張した粒界 C 量の低下により P の粒界偏析が促進されるという機構で解釈可能といえる。ただし、時効指数と粒界 C 量の対応関係は明確でなく今後さらに検討する必要がある。

5. 結 論

焼付硬化性を有する超深絞り用高張力冷延鋼板の開発を目的とし、Nb, P 添加極低炭素鋼板の材料特性におよぼす連続焼なまし条件の影響を調べた。

(1) Nb/c ≤ 0.5 の鋼では焼付硬化性は高いが、 r 値、伸びが低く、降伏強度が高いので深絞り性に劣る。

(2) Nb/c = 0.7 ~ 1.2 の鋼を 850°C 以上の高温で焼なますと深絞り性が向上すると同時に Nb 炭化物の溶解により固溶 C が増加し高い焼付硬化性が得られる。

(3) 均熱後の冷却速度は材料特性のうち時効指数と焼付硬化性のみに影響をおよぼし、750°C 近傍と 300°C 近傍温度域での徐冷が時効指数と焼付硬化性を低下させるが、とくに前者での低下量のほうが大きい。

(4) P 添加による 2 次加工脆化は固溶 C の低下する温度域を急冷して微量 C を残留させることにより回避でき、脆化を起こす臨界 P 量 (P_{cr}) と AI の関係は次式で表される。

$$P_{cr}(\%) = 0.04 \cdot AI + 0.045$$

(AI : 時効指数 (kgf/mm²), 冷却速度 : ≥ 1°C/s)

(5) 上記研究結果に基づき工場試作を行った結果、 $\bar{r} = 2.3$, El = 43%, YS = 19 kgf/mm², TS = 36 kgf/mm², BH = 4.5 kgf/mm² の焼付硬化性超深絞り用高張力冷延鋼板が製造できた。

文 献

- 1) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, 66 (1980), S1123
- 2) N. OHASHI, T. IRIE, S. SATOH, O. HASHIMOTO, and I. TAKAHASHI: SAE paper No. 810027, Feb. (1981)
- 3) T. IRIE, S. SATOH, K. HASHIGUCHI, I. TAKAHASHI, and O. HASHIMOTO: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 793
- 4) O. HASHIMOTO, S. SATOH, T. IRIE, and N. OHASHI: The Metals Society, Conference on Advance in the Physical Metallurgy and Applications of Steels, Sep. (1981), Liverpool
- 5) 角南秀夫, 芳賀雄彦, 高崎順介, 松野伸男, 柳島章也, 入江敏夫: 鉄と鋼, 67 (1981), S1179
- 6) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 鉄と鋼, 66 (1980), S1243
- 7) 青木宏一, 関野昌蔵, 藤島敏行: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 156
- 8) 松藤和雄, 下村隆良, 小林英男: 日本金属学会秋期大会講演予稿集, (1971), p. 105
- 9) 荒木健治, 渡辺 馨, 中岡一秀: 日本金属学会秋期大会講演予稿集 (1971), p. 107
- 10) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 799
- 11) M. KONISHI, M. NISHIDA, and N. OHASHI: The 8th Biennial International Deep Drawing Research Groupe Congress, Gothenburg, Sep. (1974)
- 12) Y. TSUKAHARA and A. YOSHIKAWA: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 1259
- 13) 松井秀樹, 高木清一, 木村 宏: 日本金属学会秋期大会講演予稿集 (1975), p. 167
- 14) 小西元幸, 小原隆史, 田中智夫, 大橋延夫, 大橋善治: 鉄と鋼, 65 (1979), A97