

Development of Hot Rolled Steel Sheet "KFN3" with Excellent Deep Drawability



坂田 敬
Kei Sakata

鉄鋼研究所 水島研究
部第3研究室 主任研
究員(掛長)



橋口 耕一
Koichi Hashiguchi

鉄鋼研究所 水島研究
部第3研究室 主任研
究員(課長)



岡野 忍
Shinobu Okano

新事業本部 新事業企
画部 主査(部長補)



東野 建夫
Taseo Higashino

水島製鉄所 管理部薄
板管理室 主査(課長
補)



井上 雅隆
Masataka Inoue

水島製鉄所 品質保証
部検査課 主査(掛長)



佐藤 進
Susumu Sato

鉄鋼研究所 薄板研究
部薄板研究室 主任研
究員(掛長)

1 結 言

薄鋼板に対する加工性向上の要求が増加している。このようなニーズに対し、当社は超深絞り用冷延鋼板 (KTUX, CHRX)^{1,2)} を開発し、熱延鋼板についてもボロン (B) 添加低炭素鋼 KFN1 および B 添加極低炭素鋼 KFN2³⁾ を開発し要求に応じてきた。周知のように熱延鋼板は冷延鋼板と異なり、再結晶集合組織制御による $\bar{r}$ 値 (Lankford 値) の向上を図ることが困難であり、板厚 (t) が競合する $t=1.6\sim 3.2$ mm 程度の範囲で過酷な深絞り成形の用途には、冷延鋼板が優先的に使用される例が多かった。

しかし最近になって、熱延鋼板についても冷延鋼板の深絞りクラス (SPCE) と同等の高加工性を要求されることが多くなった。また板厚 3.2 mm 超えの冷延鋼板製造が困難な範囲においても、KFN1 や KFN2 以上の高加工性の要求が多くなっている。

熱延鋼板の $\bar{r}$ 値は高々 1.0 が限界であり、冷延鋼板と同等の加工性を得ようとするれば、冷延鋼板以上の延性が必要と考えられる。高

要旨

極低炭素鋼による新しい超深絞り用熱延鋼板 KFN3 を開発した。この鋼板は、S 量を 0.003% 以下としさらに有効 Ti 量と C 量との原子比を 1.0 以上に調整した極低炭素鋼を、熱間圧延時に 600°C 以下の低温でコイルに巻取ることにより製造される。この鋼板は以下の特徴を持つ。

- (1) 極低炭素鋼のため 55% 以上 ($t=3.2$ mm) の優れた延性を有する。
- (2) Ti 添加鋼にもかかわらず面内異方性が小さい。
- (3) 適量の固溶 C が安定して残留し、結晶が細粒のため優れた耐 2 次加工脆性を有する。

Synopsis:

Hot rolled steel sheet with extra-low carbon content which exhibits excellent formability has been newly developed in Kawasaki Steel. Chemical composition of this steel is specially controlled, that is to say, sulfur content is 0.003 wt% or less and titanium is added so that the effective Ti/C atomic ratio will come to more than 1.0. In the hot rolling process, this steel is coiled at a temperature lower than 600°C. The characteristics of this steel are as follows:

- (1) Total elongation is 55% or higher (3.2 mm thick).
- (2) Planar anisotropy is minimal in spite of Ti-addition.
- (3) This steel exhibits a higher resistance to cold-work brittleness due to the control of both residual solute carbon content and fine grain sizes.

加工性熱延鋼板の成分としては、

- (1) 低 Al・低 N 化⁴⁾
- (2) 1) 極低 C 化⁵⁾
- (3) 低 C または極低 C 鋼に B を添加³⁾
- (4) 極低 C 鋼に微量の Ti や Nb を添加⁶⁾

などの方法が提案されている。しかし (1)~(3) については延性がやや不十分であり、(1), (2) についてはさらに結晶粗大化によるオレンジピールが発生しやすいという欠点を有し、(4) については延性はともかく、鋼中の固溶 C, N が Ti や Nb で固定されるため、粒界強度が低下し深絞り加工後の耐 2 次加工脆性が劣るという欠点を有していた。(4) の場合、Ti や Nb の量を C や N の当量以下にすれば耐 2 次加工脆性の向上が期待できるが、成分調整が難しく Ti や Nb の量が少ないと (2) と同様の問題が起る。

当社では、このような問題点を解決するものとして、このたび加工性の極めて優れた軟質熱延鋼板 KFN3 を開発した。KFN3 は Ti 添加極低 C 鋼をベースに熱延条件を制御して高延性、細粒化を図るとともに、さらに S 量を従来より低い 0.003% 以下にすることにより、安定して固溶 C を残留させ粒界強度を高めて耐 2 次加工脆性の

* 昭和62年5月2日原稿受付

改善を行ったものである。

本報では、超深絞り用熱延鋼板 (KFN3) の開発の背景となった基礎実験結果および品質特性について報告する。

2 高加工用熱延鋼板に要求される特性

高加工用鋼板に要求される特性は主に以下の3点である。

- (1) 冷延鋼板以上の延性を有すること。
- (2) 熱延鋼板の優れた特徴である面内異方性が小さいこと。
- (3) 深絞り加工後の耐2次加工脆性 (耐縦割れ性) が良好なこと。

延性に関しては冷延鋼板 (SPCE, $t=3.2$ mm) の全伸び (El) が 52~55% 程度のレベルにあり、さらに熱延鋼板の $\bar{r}$ 値が 1.0 以下であることを考慮して KFN3 は 55% 以上の高延性を目標とした。

面内異方性に関しては、熱延鋼板が有する良好な小面内異方性を要求される部材も数多い。例えばエアコン等のコンプレッサー容器が代表的なものであり、高い真円度と厚み精度を得るため面内異方性をできるだけ小さくする必要がある。このため、仕上げ圧延温度を A_{r3} 以上にして冷延鋼板より面内異方性を小さくするだけでなく、鋼成分の点からも等方性となるような配慮を加えた。

2次加工脆性とは、圧力容器やコンプレッサー容器のような強度の深絞り成形部品に低温で衝撃が加えられた場合、縦割れと称する脆性的な割れが起りやすくなる現象を言う。これについては後章で詳しく述べるが、極低C鋼特有の粒界破壊を防止する対策をとる必要がある。

KFN3 の開発に際しては、高延性を得るという点から極低C鋼を前提とした。Nb や Ti を添加しない極低C鋼を用いる場合、鋼中の固溶 N を AlN として固定するため 640°C 以上の高温巻取りが必要とされ、デスケリング性の劣化や長手方向の材質変動が起り易くなる。また C 量の大部分が固溶状態で存在するため室温時効性が劣ることも考えられる。しかしながら固溶 C の存在は P の粒界偏析を抑制し粒界強度を高め、耐2次加工脆性を向上させる。

一方、Nb や Ti を添加した極低C鋼を用いると、高延性を維持した状態で細粒化や室温時効性向上の効果も期待できる。しかし、Nb や Ti は熱間圧延中に γ 相の再結晶を抑制し、異方性に不利な集合組織を発達させる可能性がある。さらに固溶 C、N 量の減少により耐2次加工脆性の劣化という問題も起る。

しかし適当な成分、熱延条件を選べば面内異方性や耐2次加工脆性のいずれも良好な鋼板の製造条件を見出せる可能性があり、Ti や Nb を含有する極低C鋼の材質特性を調査した。

3 KFN3 の成分および熱延条件の検討

Table 1 に示す化学成分の鋼を現場溶製し、RH 脱ガス、連続鋳造を経てスラブとした。熱間圧延はスラブ加熱温度 (ST) = 1250°C、仕上圧延温度 (FT) = 900~910°C ($\geq A_{r3}$)、巻取温度 (CT) = 540 および 675~685°C の条件で行った。板厚は 3.5 mm である。機械的性質を Table 2 に示す。ここで $\bar{E}l$, $\bar{r}$ は圧延方向、圧延直角方向および圧延方向と 45° の方向平均値であり、 ΔEl , Δr は面内異方性量である。また時効指数 (AI) は固溶 C、N 量の尺度であり、7.5% 予歪後 100°C、30 分の促進時効による降伏点上昇量である。

Nb 添加鋼 (NH) では高温巻取を行っても延性が劣ること、Ti と Nb の複合添加鋼では低温巻取材 (TNL) で延性が劣ることがわかる。また Ti 添加鋼高温巻取材 (TH) は面内異方性が劣る。AI は Ti を含有する鋼の低温巻取材 (TL, TNL) で高い。これらの鋼

Table 1 Chemical composition and coiling temperature of steels* used

	Chemical composition (wt. %)								CT (°C)
	C	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	
TH	0.0015	0.09	0.011	0.002	0.028	0.0022	0.028	—	675
TL	"	"	"	"	"	"	"	—	540
TNH	0.0025	0.10	0.012	0.004	0.028	0.0028	0.024	0.007	685
TNL	"	"	"	"	"	"	"	"	540
NH	0.0021	0.11	0.010	0.005	0.031	0.0024	—	0.019	680

* Thickness: 3.5 mm

Table 2 Effects of Ti and Nb addition and coiling temperature on mechanical properties

Steel	YS*1 (kgf/mm ²)	TS*1 (kgf/mm ²)	$\bar{E}l$ *2 (%)	$\bar{r}$ *2	ΔEl *2 (%)	Δr *2	AI*2 (kgf/mm ²)
TH	16.8	28.7	59.6	0.90	-3.8	-0.37	0.0
TL	17.1	29.4	56.7	0.89	-0.5	-0.20	2.8
TNH	17.0	28.8	57.0	0.92	-1.2	-0.15	0.2
TNL	19.3	29.9	54.6	0.92	-0.7	-0.15	2.9
NH	19.5	32.1	53.4	0.79	-1.4	-0.18	0.0

*1 YS and TS were tested in the rolling direction.

*2 The average values, $\bar{E}l$ and $\bar{r}$, were calculated by Eq. (1) and the planar anisotropy values, ΔEl and Δr , by Eq. (2).

$$\bar{x} = (x_0 + x_{90} + 2x_{45})/4 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\Delta x = (x_0 + x_{90} - 2x_{45})/2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

(Suffix: angle from rolling direction)

*3 AI is the increase in yield strength after 7.5% pre-strain and aging treatment at 100°C for 30 min.

では、スラブ加熱中に N が TiN として析出していると考えられるので、AI = 2.5~3 kgf/mm² は固溶 C の残存により、内部摩擦法では 2~5 ppm の固溶 C に相当する⁹⁾。小西ら⁹⁾は内部摩擦で検出できない程度の 1 ppm 以下の極微量固溶 C の存在により、粒界強度が著しく増大すると報告している。そこで Ti 添加鋼および Ti-Nb 複合添加鋼について、耐2次加工脆性試験を行った。試験方法は、50 mmφ の円筒ボンチで絞り比 2.0 に絞り成形したサンプルを所定温度に保持した後、開度 60° の円錐状のおもりをサンプルに押込んだ状態で 5 kg のおもりを 1.0 m の高さから落下させ、脆性的に割れが起る最初の温度を脆化温度 (T_{Cr}) とした。

脆性割れ開始温度と時効指数の関係を Fig. 1 に示す。AI の高い TL および TNL 鋼は、AI = 0 kgf/mm² の TH および TNH 鋼に比べ、脆化温度は著しく低い。同図に SPHE の値も示したが、AI = 2.5~3 kgf/mm² の極低 C 鋼は低 C 鋼 (SPHE) と同等以上の耐2次加工脆性を有することがわかる。また TH 鋼は面内異方性が大きく深絞り加工で約 1.5~1.8 mm (他鋼は 0.6~0.8 mm) のイヤリングが発生したので、落重試験時に衝撃エネルギーが試料端面に不均一に加わる可能性があり、AI の高い鋼とは明らかな差となっている。TL および TH 鋼の脆性割れ開始温度における破面を Photo 1 に示す。高温巻取材 (TH 鋼, $T_{Cr} = -20^\circ\text{C}$) は固溶 C がほとんどないため粒界破壊となっている。一方、低温巻取材 (TL 鋼, $T_{Cr} = -100^\circ\text{C}$) ではへき開破壊であり、固溶 C の残留が粒界強度の上昇に有効であることがわかる。ところで AI がさらに高く (≥ 4 kgf/mm²) となると、常温での歪時効の進行により、降伏点の上昇や延性の劣化

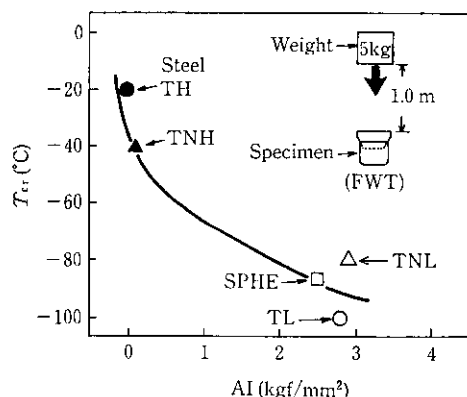


Fig. 1 Effect of AI on cold-work brittleness transition temperature (Cups, drawn at drawing ratio of 2.0, were subjected to the falling weight test (FWT) at various temperature shown in this figure.)

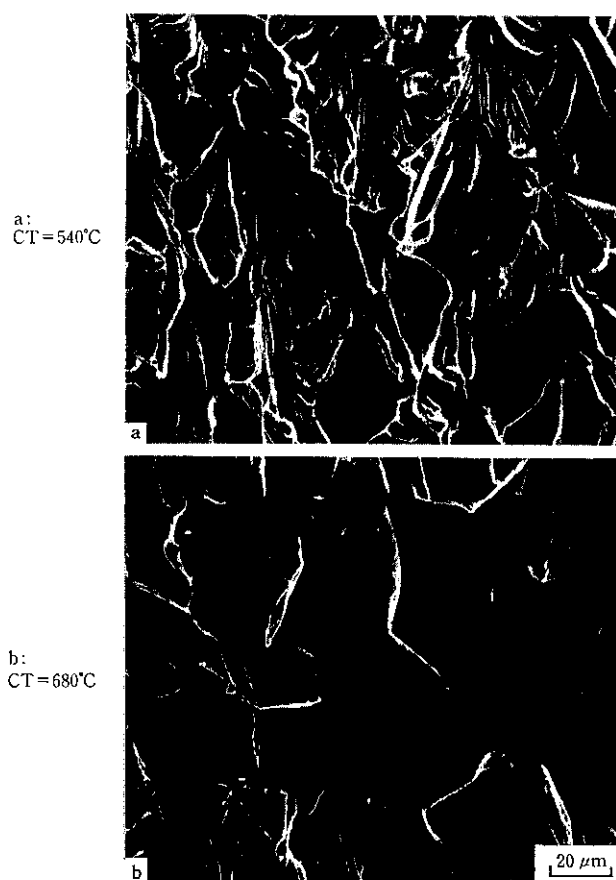


Photo 1 Scanning electronmicrographs of brittle fracture showing the effect of coiling temperature

が問題となる可能性があるが、本実験材の AI は遅時効性のレベルであり実用上問題にならないと考えられる。

以上のように、高加工用鋼板として要求されるすべての条件を具備する鋼板は、Ti 添加極低 C 鋼の低温巻取材 (TL 鋼) であることがわかった。

4 AI, 耐 2 次加工脆性および面内異方性の検討

4.1 AI に及ぼす S 量の影響⁸⁾

Ti はスラブ加熱等の高温で窒化物および硫化物を形成すること

Table 3 Chemical compositions of vacuum-melted steels used (wt %)

Steel	C	Mn	P	S	Al	N	Ti	Ti*/C
A1	0.0034	0.11	0.009	0.0013	0.047	0.0008	0.013	0.6
A2	0.0026	0.10	0.010	0.0008	0.048	0.0009	0.023	1.8
A3	0.0034	0.10	0.009	0.0032	0.054	0.0008	0.017	0.7
A4	0.0030	0.11	0.009	0.0032	0.053	0.0009	0.028	1.7
A5	0.0023	0.10	0.009	0.0087	0.049	0.0008	0.023	0.8
A6	0.0025	0.11	0.009	0.0086	0.052	0.0008	0.033	1.7

Note (1) Ti*/C: atomic ratio

$$Ti^* = Ti - \left(\frac{48}{14}N + \frac{48}{32}S \right)$$

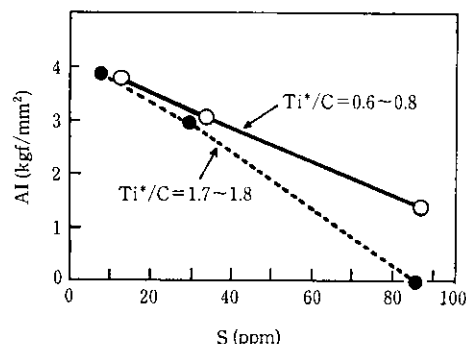


Fig. 2 Effects of S content and Ti*/C (atomic ratio) on AI

が知られている。また C とは有効 Ti ($Ti^* = Ti - Ti_{asTiN} - Ti_{asTiS}$) 量に応じて比較的低温で炭化物を形成する。例えば Table 1 の Ti 添加鋼の場合、Irvine ら⁹⁾ の γ 相中での平衡溶解度積を用いると TiC が 100% 解離する温度は 700°C と見積られる。 α 相中での TiC の溶解度積に確かなものがないので断定できないが、Ti 炭化物の形成は非常に低温で起ることが考えられる。

ところで高加工用鋼板としての要件を満たす Ti 添加極低 C 鋼の低温巻取材は、有効 Ti と C との原子比が 2.9 と非常に高く、Ti が C に対して過剰に存在するため、従来は残留固溶 C がほとんどないものと考えられていた。ところが実験では $AI = 2.5 \sim 3.0 \text{ kgf/mm}^2$ 、つまり 2~5 ppm の固溶 C が残存している。この原因としては、Ti-Nb 複合添加鋼でも低温巻取材で同程度の AI であることを考慮すれば、C や N の少ない超清浄度鋼における Ti 炭化物の析出温度が従来の IF (Interstitial-free) 鋼より低温側にずれることも一因として考えられるが、有効 Ti/C (原子比) が 1.0 よりかなり高い場合の固溶 C の残留が説明できない。

そこでこの原因が、供試鋼の S 量が非常に低かったことによるものと考え、S 量の AI に及ぼす効果について検討した。

Table 3 に示す S および Ti 量の異なる Ti 添加極低 C 鋼を実験室的に真空溶製し供試材とした。これらの 100 kg 鋼塊を 1 250°C で 30 分加熱後 30 mm 厚さに分塊圧延した。次いで TiN や TiS の再溶解が起らないと考えられる 1 000°C に再加熱した後、仕上げ温度 880°C 以上で 3.5 mm 厚さまで熱間圧延し空冷した。

得られた熱延鋼板の AI を Fig. 2 に示す。ほぼ同レベルの有効 Ti と C との原子比 (Ti^*/C) で整理すると、S 量が従来レベル (0.008 %) で $Ti^*/C > 1.0$ であれば $AI \approx 0 \text{ kgf/mm}^2$ でありこれまでの結果と一致する。一方、S 量が 0.0032 % 以下では $AI = 3 \sim 4 \text{ kgf/mm}^2$ となり固溶 C の残留が多くなることがわかる。

Ti 添加鋼の炭化物析出挙動に S 量が何らかの影響をおよぼすことが推定されるが、その詳細については現在調査中である。Ti 添加

鋼でも高温巻取材では $AI \approx 0 \text{ kgf/mm}^2$ になることを考慮すれば、S 量の低減によって Ti 系炭化物の低温での析出が何らかの理由により遅滞することが示唆される。

4.2 KFN3 の耐 2 次加工脆性

4.2.1 耐 2 次加工脆性に及ぼす AI、結晶粒径の影響

KFN3 は、S 量を 0.003% 以下とした Ti 添加極低 C 鋼を、 600°C 以下で巻取ることにより製造されるものであり、上述したように固溶 C を残存させ粒界強度を高めることにより、耐 2 次加工脆性の向上を図っている。本鋼の如く耐 2 次加工脆性が良好で、へき開破壊しか起らない場合には、その脆化挙動が結晶粒径の影響を強く受けることが予想される。そこで 2.6 mm 厚で現場製造 ($CT=540^\circ\text{C}$) した KFN3 を、実験室的に再加熱し所定温度 (T_h) に 5 分間保持後空冷し、結晶粒径と AI を変化させた。そして前述の方法で脆化温度 (T_{cr}) を調べた結果を Fig. 3 に示す。 $T_h \geq 750^\circ\text{C}$ では AI の減少、さらに $T_h \geq 850^\circ\text{C}$ では結晶の粗粒化が起り、 $T_h = 540^\circ\text{C}$ (as rolled) の場合より脆化温度が上昇している。この場合 $T_h \geq 750^\circ\text{C}$ では粒界破壊であり、 $T_h \leq 650^\circ\text{C}$ ではへき開破壊であった。

KFN3 現場製造材の結晶粒度と脆化温度との関係を Fig. 4 に示す。脆化温度は結晶粒度と良い対応を示し、結晶粒径の増加にともない脆化温度は上昇する。図中には仕上げ圧延終了から巻取りまでの冷却パターンの影響を示したが、後半急冷パターンは結晶粒径が大きくなり耐 2 次加工脆性は劣る。なお本データは巻取温度が $500 \sim 600^\circ\text{C}$ で、 $AI = 2.5 \sim 3.2 \text{ kgf/mm}^2$ のものであり、冷却パターンが変わっても AI の変化はほとんどなかった。

以上のように KFN3 の耐 2 次加工脆性向上のためには、固溶 C を残存させることと同時に結晶粒径の制御も重要と考えられる。本鋼では冷却パターン制御の他に、 $Ti^*/C > 1.0$ の Ti 添加および低温巻取 ($CT \leq 600^\circ\text{C}$) によって延性を劣化させずに結晶細粒化を図っている。

4.2.2 耐 2 次加工脆性に及ぼす歪時効の影響

KFN3 は固溶 C の残存により粒界強度の上昇を図っているが、固溶 C の存在はプレス成形後例えば焼付塗装等の熱処理による歪時効によりマトリックス強度の上昇を引き起す。そこで絞り比 2.0 で深絞り加工後、 -20°C (冷凍庫保存) $\sim 800^\circ\text{C}$ までの範囲に急速加熱 (加熱速度 5°C/s) し 20 分保持後空冷する熱処理を行い、脆化温度の変化を SPHE と比較して Fig. 5 に示す。本鋼は焼付塗装に相当する 170°C 熱処理を行っても脆化温度の上昇はわずかである。この場合、破面形態はへき開破壊であったので、焼付塗装相当の熱処理を行っても粒界強度はほとんど低下せず、単にマトリックス強度が上昇したことにより耐へき開破壊強度がわずかに低下したものと推定される。次に加熱温度が $300 \sim 500^\circ\text{C}$ の範囲では、室温や -20°C の場合に比べ脆化温度が $40 \sim 50^\circ\text{C}$ 上昇する。SPHE でも同様の傾向が認められるので、この温度域では応力除去焼鈍の効果よりも、固溶 C (SPHE では加熱時に再固溶した固溶 C) による歪時効の進行のほうが優先して起るものと考えられる。加熱温度が 800°C では脆化温度は再び低下するが、これは再結晶に対応する。

4.2.3 耐 2 次加工脆性に及ぼす試料端面の影響

KFN3 (低温巻取材) や SPHE の深絞り後のイヤリング高さは $0.6 \sim 0.8 \text{ mm}$ と非常に小さかったので、本報告中の脆性試験は、打抜き端面のある状態で行った。脆性試験を落重で行う場合、端面が脆性破壊の起点になるため、端面の性質が耐 2 次加工脆性の評価因子になるものと考えられる。そこで原板 ($t=2.6 \text{ mm}$) を $50 \text{ mm}\phi$ のボ

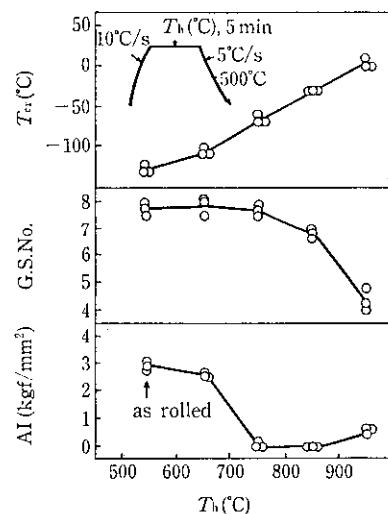


Fig. 3 Dependence of T_{cr} , grain size number (G.S.No.) and AI on soaking temperature T_h prior to drawing

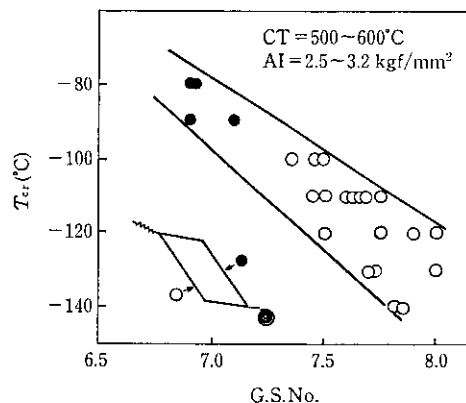


Fig. 4 Effects of grain size and cooling pattern after finish rolling (Open mark $\circ$ stands for rapid cooling at a higher temperature range and slow cooling at a lower temperature range on the run-out table, and solid mark $\bullet$ is for vice versa.)

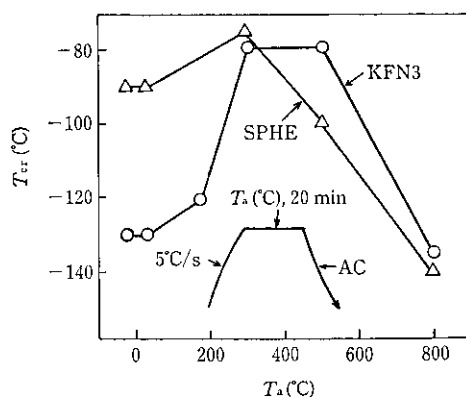


Fig. 5 Effect of heating temperature T_h after cup forming on T_{cr}

ンチで絞り成形したもの (平均高さ $38 \sim 39 \text{ mm}$) および絞り成形後高さ 35 mm になるように端面をマイクロカッターで精密切断したものについて脆化温度を比較した。結果を Fig. 6 に示す。

打抜き端面を除去することにより、KFN3、SPHE とも -196°C で初めて脆性割れが起り、KFN3 で約 70°C 、SPHE で約 100°C 脆化温度が低下する。試料端面の打抜き時に破断面であった位置を、

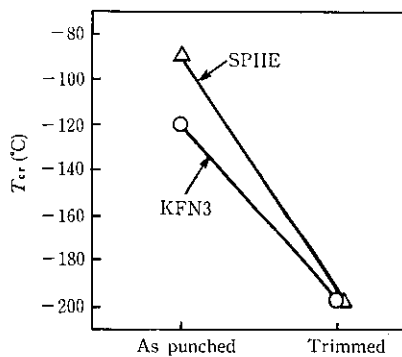
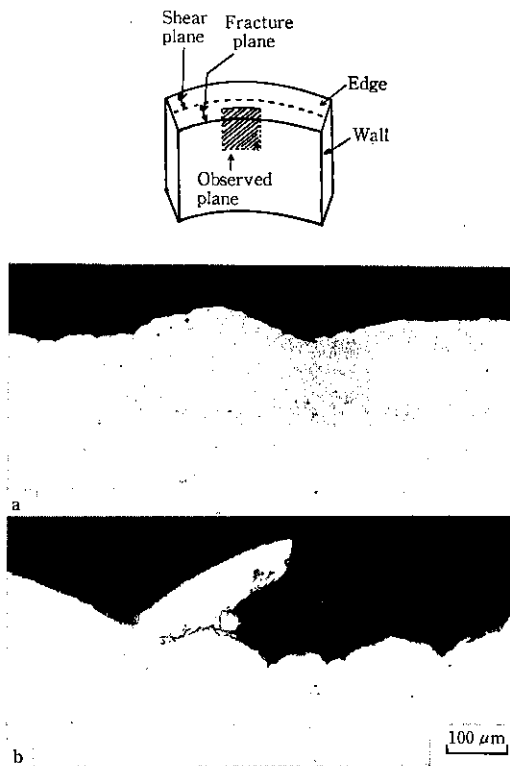
Fig. 6 Effect of finishing conditions of cup edge on T_{cr} 

Photo 2 Comparisons of roughness and small crack initiation at the edge of deep-drawn cups between (a) KFN3 and (b) SPHE

板面に平行に切出し、観察した結果を Photo 2 に示す。深絞り時の縮みフランジ変形によるマクロ的な凹凸は SPHE のほうが大きい。さらに SPHE にはミクロなクラックが多数観察されるが、KFN3 にはほとんど観察されなかった。ミクロクラックの存在はすでに報告¹⁰⁾があるが、今回 KFN3 では観察されなかった。ミクロクラックの有無の原因については明らかではないが、SPHE は低炭素鋼なので比較的粗大なパーライトやセメンタイトが存在し、打抜き時や絞り成形時に微細なクラックが入りやすいことも要因と考えられる。このようなミクロクラックの存在の有無が、SPHE、KFN3 の脆化温度におよぼす端面の效果に差を生じさせた一因と考えられる。

この結果を実際のプレス品に適用する場合、脆性割れ危険部に端面の影響を受けやすい、例えば深絞り加工後の穴明けやその穴をパーリング加工する場合には、端面を残した状態での脆性試験が望ましい。一方、脆性危険部に端面の影響がほとんど介入しない場合、

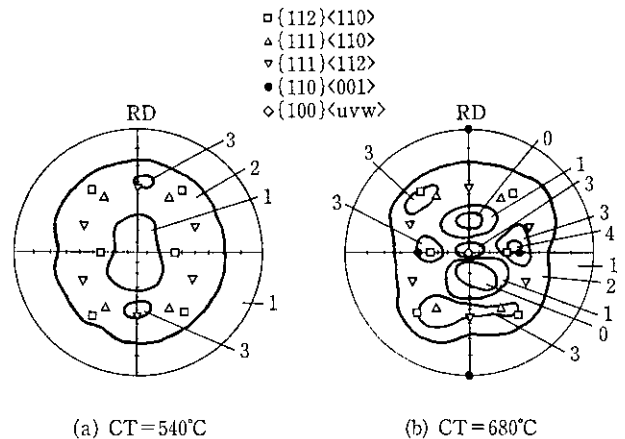
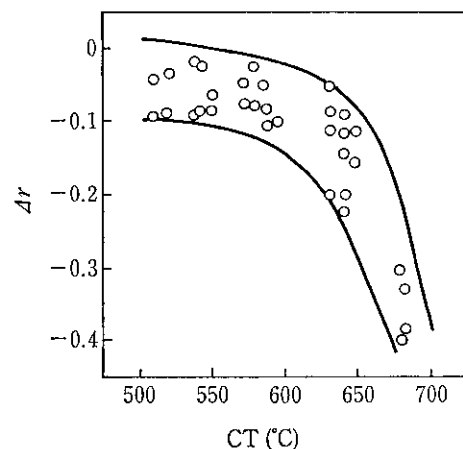
例えば端面を除去したり、溶接で端面の影響を無くした場合には、端面を除去した状態での試験が望ましい。

実際のプレス品では、加工度（絞り比）、衝撃度、使用温度などさらに複雑な要因がからみ、引張試験の如き絶対量として評価するのは難しいが、今後さらに検討したい。

4.3 KFN3 の面内異方性

熱延鋼板は、冷延鋼板のように板面に平行に $\{111\}$ 集合組織を発達させることは不可能で、通常は Ars 点以上で圧延を終了してランダム方位としている。一方、Ti, Nb, B などが添加されている鋼では熱間圧延中に γ 相の再結晶が抑制され、 $\{111\}\langle 112 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$ などの特定方位が発達し、特異な面内異方性を有することが報告¹¹⁾されている。

KFN3 の低温巻取材 ($CT=540^{\circ}C$)、高温巻取材 ($CT=680^{\circ}C$) の板厚 1/4 の位置の $\{200\}$ 極点図を Fig. 7 に示す。 Ars 以上で仕上げ圧延を終了し、低温巻取りを行えばランダム方位に近づき、面内異方性の小さい鋼板を製造できることがわかる。一方、高温巻取材では $\{111\}||ND$, $\{100\}||ND$, $\{110\}[001]$ にやや強い集積が見られる。この理由として、圧延後巻取りまでの冷却中における特定方位の粒成長および巻取後の高温保持中における特定方位の選択粒成長が考えられる。このうち前者については、Fig. 4 に示したような後半冷却パターンを行って粒成長させても面内異方性の変化は認められなかったため、後者が主要因と考えられる。 Δr と巻取温度との関係を Fig. 8 に示す。 $CT \leq 600^{\circ}C$ では面内異方性が小さい。

Fig. 7 Effect of coiling temperature on $\{200\}$ pole figureFig. 8 Effect of coiling temperature (CT) on planar anisotropy of r -value (Δr)

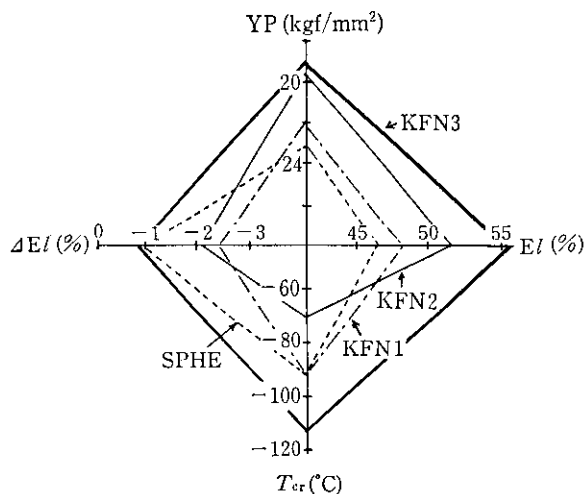


Fig. 9 Comparison of mechanical properties, YP, El, ΔEl and T_{cr} , of KFN3 with those of SPHE, KFN1 and KFN2 (3.2 mm thick)

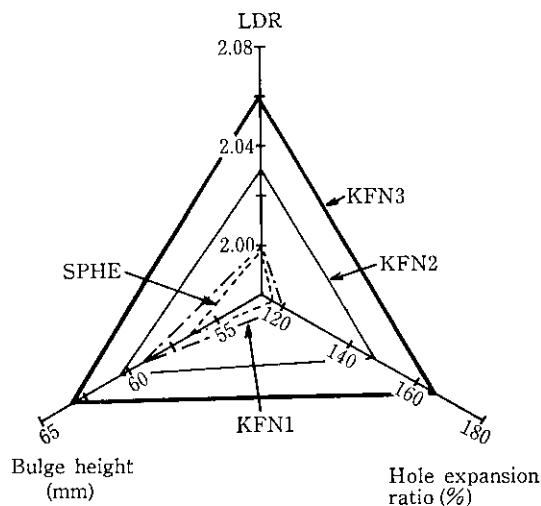


Fig. 10 Comparison of formability, limited drawing ratio (LDR), hydro bulge forming height and hole expansion ratio, of KFN3 with those of SPHE, KFN1 and KFN2 (3.2 mm thick)

以上のように KFN3 は A_{r3} 以上で仕上げ圧延を終了し、粒成長が起らないような低温巻取りを行えば、SPHE と同等の面内異方性の小さい鋼板となる。

5 KFN3 と従来鋼の機械的性質の比較

KFN3 と他の熱延鋼板 SPHE (低C-Alキルド鋼)、KFN1 (B添加低C-Alキルド鋼) および KFN2 (B添加極低C-Alキルド鋼) の特性値の比較を Fig. 9 および 10 に示す。KFN1, KFN2 は面内異方性が KFN3 や SPHE に比べやや大きく、脆化温度はやや高い。KFN3 は $t=3.2$ mm で 55% 以上の優れた延性を有している。限界絞り比 (LDR) は冷延鋼板 (SPCE) の 2.15~2.20 より劣るものの、熱延鋼板では最も高いレベルにある。同板厚の SPCE が $El=52\sim55\%$ であることを考慮すれば、KFN3 は SPCE と同等のプレス成形性を有しているものと考えられる。伸びフランジ性 (穴拡げ率)、張出し成形性 (バジル高さ) とも良好である。

以上のように、KFN3 は当社の超清浄度鋼溶製技術から生まれたものであり、その優れた特性を生かしてコンプレッサー容器等の超深絞り用材料、過酷な成形を受ける自動車足回り部品等への適用が考えられる。なおリン酸亜鉛処理性は SPHE と同等であり、また溶融亜鉛メッキあるいは合金化溶融亜鉛メッキ相当の熱処理においても材質劣化は小さいことを確認している。

6 まとめ

当社が新しく開発した超深絞り用熱延鋼板 KFN3 を紹介した。KFN3 の製造法、特性をまとめると以下ようになる。

- (1) KFN3 は、S 量を 0.003% 以下とした Ti 添加極低 C 鋼であり、熱間圧延時に低温巻取りして製造される。
- (2) KFN3 は、 $t=3.2$ mm で 55% 以上の優れた延び特性を有し、さらに面内異方性が小さいことを特徴としている。
- (3) S 量を 0.003% 以下にすることにより、有効 Ti と C との原子比が 1.0 以上の Ti 添加を行っても固溶 C を残留させることができ、Ti による細粒化効果も加わって、良好な耐 2 次加工脆性を有している。

当社はこれまで KFN1, KFN2 などの加工性の良好な鋼板を開発してきたが、今回冷延鋼板と同等の加工性を有する熱延鋼板 KFN3 を開発した。KFN3 の優れた特性が需要家の方々の要求に必ずや応えられると自負するものである。

参考文献

- 1) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 「Nb 添加極低炭素アルミキルド鋼による超深絞り用冷延鋼板の開発」, 鉄と鋼, 67 (1981) 11, 1962-1971
- 2) 佐藤 進, 入江敏夫, 橋本 修: 「焼付硬化型超深絞り用高張力冷延鋼板の開発」, 鉄と鋼, 68 (1982) 9, 1362-1368
- 3) 伊藤 庸, 中沢正敏, 中里嘉夫, 大橋延夫: 「プレス加工用熱延鋼板 KFN について」, 川崎製鉄技報, 5 (1973) 2, 224-234
- 4) 梶 昌久, 室賀 脩, 荒木健治, 井上伊佐雄, 高橋正敏, 渡辺 馨: 「脱ガスによる薄板向連続鋳造汎用鋼種の開発」, 日本鋼管技報, No. 94 (1982), 39-49
- 5) 下村隆良, 三辻晴夫, 大北智良, 荒木健治, 渡辺 馨, 日下武夫: 「高加工用軟質熱延鋼板」, 日本鋼管技報, No. 105 (1984), 62-71
- 6) T. Obara, K. Sakata, and T. Irie: "Effect of Cooling Rate in Continuous Annealing on the Tensile Properties of Al-Killed Steel Sheet", Proceedings of TMS-AIME symposium on "Technology of Continuously Annealed Cold-Rolled Sheet Steel", edited by B. L. Bramfitt and P. L. Mangonon, JR., Dallas, (1982)
- 7) 小西元幸, 大橋延夫, 吉田 博: 「脱炭焼鈍鋼板の 2 次加工脆性に関する研究」, 川崎製鉄技報, 6 (1974) 3, 305-323
- 8) 小原隆史, 黒沢光正, 鈴木日出夫, 佐藤 進, 角山浩三: 「Ti 添加極低 C 鋼の TiC 析出挙動におよぼす低 S 化の効果」, 日本金属学会秋期大会シンポジウム, (1986) S4-6, 101
- 9) K. J. Irvine, F. B. Pickering, T. Gladman: "Grain-refined C-Mn Steels", JISI, 205 (1967), 161-182
- 10) 松藤和雄, 由田征史: 「深絞り加工による材料特性の変化挙動」, 第 24 回塑性加工連合会講演会, (1973), 145-148
- 11) 西田 稔, 橋本 弘, 加藤俊之, 田中智夫: 「低炭素熱延鋼帯の集合組織と r 値の異方性」, 鉄と鋼, 63 (1977) 4, S240