フロッピーディスク・センターコア用高強度、 高成形性フェライト系ステンレス鋼の開発 (NAR-FS-1)

横山 賢治^{*1)} 私市 優^{*2)}
土居 大治^{*3)} 鋸屋 正喜^{*4)}

1. ま え が き

3.5インチフロッピーディスク用センターコア材(以後センターコアと略称する)に要求される性能は、(1)高強度、(2)高耐食性、(3)高プレス成形性および(4)磁気特性が優れていることである。従来センターコア材としては、SUS 430 鋼の焼鈍材をプレス加工後クロムまたはニッケルメッキを施し、硬化させて使用していたが、現在はコスト低減のため、SUS 430 鋼焼鈍材に冷間圧延を施し加工硬化させ(例えばピッカースかたさで200~300)、その後プレス加工を行ったものを使用している。当然のことではあるが、SUS 430 鋼に冷間圧延を施すと伸びが劣化し、プレス割れが多発する。従って、SUS 430 鋼と同等の性能および経済性を有し、かつ、プレス成形性の良好な材料の開発が要望されている。

一方、センターコア材の場合低コストも要求されるため、例え優れた性能を有する新材料を実験室的に開発しても低コストでの量産化製造が出来ないと使用することは困難である。

このような観点から、筆者らは量産製造で最もトラブルの多い、連続鍛造スラブ(CCスラブ)の冷却時に発生する内部割れおよび熱間圧延時に生ずる鋼帯の耳割れに注目し、これらを事前に予測し、回避すべく実験式を開発した。この実験式を用いて、センターコア材に必要な性能を得るための合金設計を行い、量産化に成功した。以下にその結果を報告する。

2. 開 発 の 経 緯

(1) 量産化製造可否の予測実験式の開発

フェライト系ステンレス鋼は、CCスラブ冷却時の内部割れ、熱間圧延時の耳割れおよび表面疵などの問題が発生しやすいため、大別して次のような製造方式を採用している。

(i) CCスラブを放冷(空冷)後熱間圧延(一般SUS 430 鋼の製造方式で低コスト)

(ii) CCスラブを完全徐冷後熱間圧延(徐冷に長時間

を要し、コストアップをまねく)

(iii) CCスラブ熱片を直ちに熱間圧延(鍛造工程と熱延工程とのタイミング調整が困難)

CCスラブの冷却割れの原因として475℃脆性のほかに、冷却時のスラブ内外温度差より生ずる熱歪によるものがあり、材料の引張特性、クリープ特性、あるいは靱性、線膨張率などの大小が亀裂の進展に強くかわると考えられる。ところで、オーステナイト(γ)は低温変態によりマルテンサイト(M)化し体積膨張を伴うことから、 $\gamma \rightarrow M$ 変態により熱応力場での応力緩和を引き起こすことが考えられる。経験的にも γ 析出による冷却割れ防止効果が極めて大きいことが判明している。従って、この γ 析出量をCCスラブの冷却割れに対する判定要素の一つとして考えることが可能である。

また、熱延時の耳割れ発生要因の一つとして次のことが考えられる。 γ 析出量が少量($\gamma < 50\%$)であればフェライト(α)マトリックスの塑性拘束のため、発生したボイドの成長・連結は防止され、延性低下は少ないと考えられる。逆に γ 量が多量で、 γ マトリックス中に α が網状に形成されるような場合は⁽¹⁾、 α と γ の変形抵抗差により α/γ 粒界に歪が集中し、延性は著しく低下すると考えられる。つまり、熱延の耳割れに対しても γ 析出量は有力な判定要素になると考えられる。

このように、CCスラブの冷却割れおよび熱間圧延時の耳割れは γ 析出量と深い関係があるので、本報ではこれらの関係を示す実験式の開発を進めた。

Cr当量、Ni当量に関する実験式は多数報告されているが、これらの大部分はオーステナイト系母金属の溶接金属における検討結果であり、フェライト系ステンレス鋼の場合にどの程度まで適用し得るかは大いに検討の余地がある。また、フェライト系ステンレス鋼について γ ポテンシャル実験式が提唱されているが⁽²⁾⁽³⁾、これは熱延板以降の変態量やロービング性を評価するものであり、製造性を評価できるか否かは不明である。そこで、実験室的にC、Crなど各種元素を変化させたフェライト系ステンレス鋼を数十チャージ溶製し、铸塊および熱間圧延後の γ 変態量を測定した。一例を図1に示した。図1から、SiおよびMnの変態寄与係数を求め、CrおよびNi当量を式(1)のように設定した。なお、他の元素についても同様な方法で係数を求めた。

$$\begin{cases} \text{Cr 当量} = \text{Cr} + 1.5\text{Mo} + 12\text{Ti} + 6\text{Al} + 12\text{Zr} + 0.5\text{Nb} \\ \text{Ni 当量} = \text{Ni} + 35\text{C} + 40\text{N} + 0.5\text{Mn} + 0.5\text{Cu} \end{cases} \quad (1)$$

図2は実験室的試作材と既存量産鋼について式(1)に基づいてCr当量およびNi当量を算出し、Cr当量とNi当量の関係図を作成した。図中には実験室的試作材の実測 γ 生成量を基に、等 γ 量線を入れた。

* 日本ステンレス(株)

1) 直江津研究所所員 2) 事業開発部主任部員 3) 直江津研究所副主任研究員 4) 直江津研究所所長
Development of High Strength and Excellent Press Formability Ferritic Stainless Steel for Floppy Disks Center Core (NAR-FS-1); K. Yokoyama, M. Kisaichi, D. Doi, M. Ogaya (Nippon Stainless Co., Ltd.)

1989年1月31日受理

図1 16Cr ステンレス鋼の鋼塊での変態量に及ぼす Si, Mn 量の影響。

また、図2において $\gamma=0\%$ の直線を Ni 当量と Cr 当量の関係式で表すと、

$$Ni_{eq}=0.31Cr_{eq}-3.16 \quad (2)$$

となる。そこで ΔNi を次の式(3)のように定める。

$$\Delta Ni=Ni_{eq}-0.31Cr_{eq}+3.16 \quad (3)$$

また、図2の γ 量線から定めた γ 量と ΔNi の関係は $\gamma量=20 \cdot Ni_{eq}$ となり、 γ 生成量(%)と成分の関係、すなわち γ -ポテンシャル式が次のように設定できる。

$$\begin{aligned} \gamma\text{-ポテンシャル} &= 20 \cdot \Delta Ni \\ &= 20(Ni_{eq}-0.31Cr_{eq}+3.16) \\ &= 20Ni+700C+800N+10Mn+10Cu \\ &\quad -6.2Cr-9.2Si-3.1Nb-49.3Ti \\ &\quad -24.6Al-9.2Mo-49.3Zr+63.2 \quad (4) \end{aligned}$$

次に γ -ポテンシャルと CC スラブの冷却割れ(現場実験テストで確認)および熱延時の耳割れ(実験室的試験; γ -ポテンシャルの範囲は0~80%でテスト)の関係を図3に示した。これから明らかに、式(4)で求めた γ -ポテンシャルの値を15~40に設定することにより、

図3 CC スラブの冷却割れおよび熱延耳割れにおよぼす γ -ポテンシャルの影響。

CC スラブの冷却割れおよび熱間圧延時の耳割れの発生を抑制することが可能である。

(2) 合金組織

Siは伸びを劣化させないで、材料を硬化させる上で有効な元素であり、また、Niは耐食性を劣化させることなくローピング改善に必要な元素であることを実験室的に確認した。その結果、センターコア材として要求される性能を満足する上で表1に示したような材料が適性であることが判明した。

なお、上記開発鋼は γ -ポテンシャルを30狙いに調整しているため、量産製造においても CC スラブの冷却割れや熱延時の耳割れは発生しなかった。従って、一般の SUS 430 鋼とはほぼ同じ条件で製造は可能であり、当初の目的である低コストの量産製造を達成した。

表1 開発鋼の化学成分 (wt%)。

C	Si	Mn	Cr	Ni	N	γ -ポテンシャル
0.07	2.1	0.6	16.3	0.83	0.02	30

図2 提案する相状態図。

(●基礎試験材、添字は γ 量実測値(%) ▲量産鋼 徐冷材 △量産鋼 冷塊材)

量産鋼の化学成分例 (wt%)

鋼種	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	Nb	Mo	Cu
420J1	0.18	0.6	0.6	13	0.1	—	—	—	—	—
405改	0.03	0.2	0.2	13	0.6	—	0.2	—	0.5	0.5
410S	0.06	0.5	0.5	12	0.1	—	—	—	—	—
410L	0.02	0.5	0.5	12	0.1	—	—	—	—	—
409	0.03	0.4	0.5	11	0.1	0.3	—	—	—	—
430	0.06	0.4	0.6	16	0.1	—	—	—	—	—
434	0.06	0.4	0.4	16	0.1	—	—	—	1	—
430LX	0.02	0.3	0.4	16	0.1	0.3	—	—	—	0.4
444	0.01	0.2	0.3	19	—	0.2	—	0.3	2	—

表 2 冷間圧延後 (かたさ, HV230) の機械的性質.

	かたさ (HV)	調質圧延率 (%)	伸び (%)	エリクセン値 (mm)	耐 力 (kgf/mm ²)	引張強さ (kgf/mm ²)
NAR-FS-1	230	7	16	7.5	65	75
SUS 430	230	17	4	5.0	59	64

図 4 NAR-FS-1 および SUS 430 の冷間圧延後のかたさとエリクセン値の関係.

図 5 NAR-FS-1 および SUS 430 の孔食電位測定結果.

3. 諸 性 質

(1) 機械的性質

本鋼に冷間圧延を施し、加工硬化させた後でのエリクセン値の測定結果を図 4 に示した。これから明らかに、本鋼は SUS 430 鋼に比べエリクセン値はかなり優れており、センターコア材として適していることがわかる。ちなみに、SUS 430 鋼はかたさが約 240 以上になるとエリクセン値は一定となりプレス加工は不可能となるが、本鋼はかたさが 300 に達してもこのような現象は見られず、優れた成形性を示している。なお、一例として冷間圧延により、かたさを一定 (HV で 230) に調整した場合の機械的性質を表 2 に示した。本鋼は SUS 430 に比べ伸びおよびエリクセン値が著しく優れていることがわかる。

(2) 耐食性

図 5 は孔食電位の測定結果を示したが、SUS 430 に比べ本鋼は優れた耐食性を示している。

(3) 磁気特性

表 3 に示したように、本鋼は SUS 430 に比べ飽和磁束密度が大きく、逆に保磁力が小さいため、着磁性および離脱性が優れており、センターコア材として適した材料である。

以上述べたように、本鋼は現行の SUS 430 に比べプレス成形性、耐食性、強度および磁性特性が優れ、センターコア材として適した材料である。さらに、本鋼には多量の Si を含有することから、高温耐酸化性も優れている。

表 3 磁気特性.

	最大透磁率 (μ)	飽和磁束密度 (B_{10} , G)	残留磁束密度 (G)	保持力 (Oe)
NAR-FS-1	990	7900	5400	3.1
SUS 430	520	5300	3800	5.0

4. 製造実績と将来性

パソコンの普及と共にフロッピーディスクセンターコアの需要が急増する中、現在、本鋼は優れた特性と γ -ポテンシャル導入開発により、鋳塊を緩徐冷することなく量産鋼として需要に対応している。今後はさらに、高強度、高耐食フェライト系構造用や高温、高強度、耐酸化性材料などの将来展望を有している。

5. 特 許

特開昭 63-149358

特開昭 64-19570

文 献

- (1) 須藤 一：高温変形部会編：高温変形と高温破壊，(1981)，158 (鉄鋼協会)
- (2) R. Tricot and R. Castro: Metal Treatment, August, (1966).
- (3) J. H. Waxweiler: U. S. Patent, 2, 851, 384 Sept. 9, (1958).