



等においてもこの工法が検討されている。この材料には、素材に焼入強化して用いる高炭素鋼が使用されるか、又は刃先部のみ工具鋼等の高強度材を接合する方法が取られている。

しかし、近年、セルフドリルスクリーウの締結部分からの発錆による錆の染み出しや使用中の耐錆性劣化が顕在化し、高炭素鋼、及び工具鋼の耐食性能不足が明らかとなった。このため、セルフドリルスクリーウ用材料の高耐錆性が強く要望されるようになってきた。特に酸性雨問題が深刻な欧州を中心に高耐錆性ステンレス鋼製のセルフドリルスクリーウが要望されている。

本論文では高強度・高耐錆性セルフドリルスクリーウ用ステンレス鋼の開発を、更に、高強度締結部材(ピン等)への適用性も検討した。

## 2. 高強度・高耐錆性セルフドリルスクリーウ用ステンレス鋼の開発指針

### 2.1 必要特性と既存ねじの性能

ステンレス鋼製セルフドリルスクリーウの必要特性を表1に示す。製品特性として1)ねじ込み性、2)耐錆性、製造性として3)冷間加工性、4)工具寿命が挙げられる。以下に内容を示す。

表1 セルフドリルスクリーウの要求特性

特性	目標特性
硬さ (ねじ込み性)	ねじ刃先硬さ Hv $\geq$ 500 (5.5mm鉄板ねじ込み可能)
耐錆性	SUS304並 (塩水噴霧試験(5% NaCl, 35 $^{\circ}$ C, 240h)で無発錆)
冷間加工性	SUS304並以下の加工硬化特性
工具寿命	ねじを5000本加工しても工具が損傷しないこと

#### 1) ねじ込み性

既存のチャンネルへの接合等を考慮した場合、はん用性を持たせるため少なくとも厚さ5.5mmの鉄板にねじ込みできることが必要である。刃先硬さとねじ込み可能な板厚の関係を図2に示す。5.5mm鋼板ねじ込むのに必要な刃先硬さはHvで500以上である。

#### 2) 耐錆性

ねじの頭部は表面処理鋼板やステンレス鋼板の表面に露出するため鋼板と同等以上(はん用性等から一般的にはSUS304と同等以上)の耐錆性、塩水噴霧試験(5%NaCl, 35 $^{\circ}$ C, 240h)で無発錆であること。

#### 3) 冷間加工性

製品加工が容易であるためにSUS304並以下の加工硬化特性が必要である。

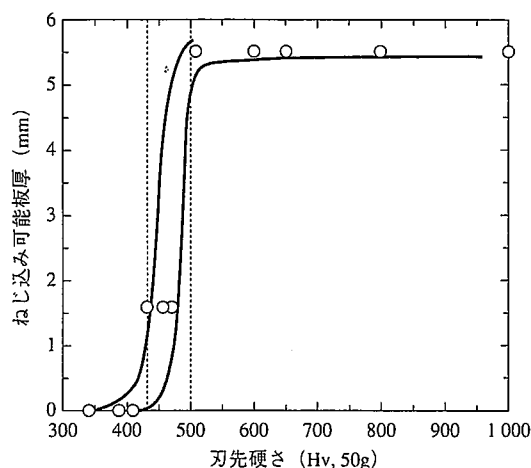


図2 刃先硬さとねじ込み性の関係

#### 4) 工具寿命

極力既存の冷間加工並の工具寿命が要求されるが、実生産性を考慮した場合5000本以上加工しても、工具が損傷しないレベルが要求される。

まず、既存製品がこの製品性能(ねじ込み性、耐錆性)を満足するか否かの確認を行った。ねじ込み性はJIS B 1125に準じ、ねじを厚さで5.5mmの鋼板へねじ込みを行い、その時のねじ込み可能・不可で評価した。ねじ込み可能な場合を○、不可な場合を×で示す。硬さはねじ縦断面の刃先表層0.1mmの所を、表面硬化層がある場合はその縦断面の硬さをそれぞれマイクロピッカースにて測定した。耐錆性はねじを20 $^{\circ}$ 傾けて発砲スチロールに差し込み、塩水噴霧試験(5%NaCl, 35 $^{\circ}$ C, 240h)を行い、ねじ頭部の発錆の有無で評価した。無発錆を○、発錆を×で示す。

表2に性能評価結果を示す。既存製品は強化種類別に分けると1)~4)の四つに分けられる。

- 1) ねじ成形後、窒化処理により表面硬化<sup>2)</sup>している。刃先硬さがHvで1000であり、ねじ込み性は良好である。しかし、SUS304に窒化処理を施しているため全面赤錆発錆を示す。
- 2) ねじ成形後、焼入強化している。刃先硬さがHvで600~650であり、ねじ込み性は良好である。耐錆性確保のため表面処理を施しているが全面白錆及び赤錆発錆を示す。
- 3) ねじ加工時に加工硬化し、その後、時効硬化している。しかし刃先硬さがHvで470~490であり、ねじ込み性は不良である。また、表面潤滑のためZnめっきを施しており全面白錆発錆を示す。
- 4) SUS304のねじ頭部に高硬度を有する炭素鋼の刃先を接合している。刃先硬さがHvで約650あり、ねじ込み性は良好である。しかし、表面にZnめっきを施しているため頭部は全面白錆発錆

表2 既存セルフドリルスクリーウの性能

強化種類	素材鋼種	ねじ成形後の処理	刃先硬さ (Hv)	ねじ込み性	耐錆性
1) 表面硬化	SUS304	窒化処理+Al, Znめっき	1000	○	×
2) 焼入強化	炭素鋼	炭窒化焼入+Znめっき	650	○	×
	SUS410	窒化焼入+焼戻し	600	○	×
3) 加工+時効強化	SUS304系	時効+Znめっき	470~490	×	×
4) 接合強化	SUS304	炭素鋼刃先接合+Znめっき	650	○	×

を示す。

以上の結果、SUS304等のステンレス鋼をベースに表面硬化処理をした既存製品はねじ込み性に優れるが、耐錆性に劣ることが確認された。

2.2 既存高強度ステンレス鋼の特性評価

開発指針を明らかにするために、既存高強度ステンレス鋼線材でセルフドリルスクリーを試作し、製造性を含め適合性を評価した。

2.2.1 供試材及び試作・評価方法

試作する前に既存高強度ステンレス鋼の性能を1)硬さ、2)耐錆性、3)冷間加工性、4)工具寿命、の観点から整理した。

表3にセルフドリルスクリーへの適応が考えられる高強度ステンレス鋼の化学成分を示す。オーステナイト( $\gamma$ )系、マルテンサイト( $\alpha'$ )系、析出硬化系が考えられる。

硬さは冷間加工後の硬化熱処理材を評価した。図3よりSUS631J1及びYUS130Mの刃先加工に相当する加工率が冷間加工+時効処理により目標硬さ(Hv $\geq$ 約500)になることが分かる。

耐錆性は、ARI(Anti Rusting Index)という指標を用いると適切に評価できる。図4にARI(=Cr+2.4Mo)と孔食発生電位の関係<sup>3)</sup>を示す。ARIに比例して孔食発生電位が高くなっているのが分かる。従って、ARI $\geq$ 18の鋼種にすることで目標耐錆性(SUS304並以上)を確保できる。

冷間加工性及び工具寿命はねじ加工前の素材の加工硬化特性により評価した。図5に既存鋼の加工硬化曲線を示す。SUS305やSUS410はSUSの中でも低い加工硬化特性を持つため、冷間加工性及び工具寿命は良好と推定される。

以上の結果、YUS130M、SUS305、SUS410等を素材とするセル

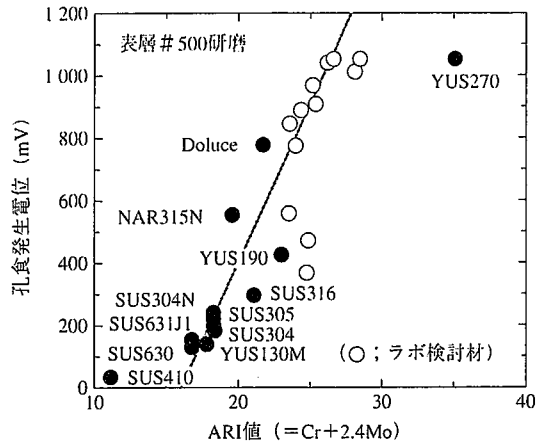


図4 ARIと耐錆性の関係

フドリスクリューが有望であることが考えられる。そこでこれらの線材を供試材とし、セルフドリルスクリーを試作することにした。

試作は線材を伸線加工、中間焼鈍により所定の寸法の鋼線にした後、六角頭形状のセルフドリルスクリーに冷間成形を行った。その後、SUS305材はねじ込み性確保のため表面硬化処理、SUS410材は1000℃からの焼入れ処理、YUS130Mは500℃で時効処理を行った。但し、本試作では接合による試作はねじ製造プロセスが特殊になると考えられるため実施しなかった。

評価項目はねじ込み性、耐錆性、冷間加工性、工具寿命であり、ねじ込み性、耐錆性の評価は既存製品と同様な手法で実施した。冷

表3 代表的な既存ステンレス鋼線材の化学成分

種類	鋼種	成分 (mass%)					
		C	Mn	Ni	Cr	N	その他
オーステナイト系SUS	SUS304	0.04	1.2	9.1	18.2	0.02	
	SUS304N	0.05	1.1	8.1	18.2	0.20	
	SUS305	0.03	1.1	10.3	18.3	0.04	
	YUS130M	0.09	9.0	9.5	18.0	0.30	
マルテンサイト系SUS	SUS410	0.10	0.6	0.2	11.6	0.01	
析出硬化系SUS	SUS630	0.03	0.5	4.7	16.4	0.01	3.5Cu-0.3Nb
	SUS631J1	0.07	0.7	7.2	16.5	0.02	1.0Al

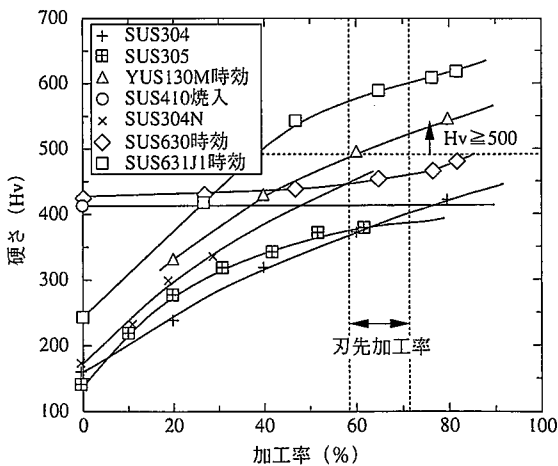


図3 既存材の冷間加工後硬化熱処理材の加工率と硬さ

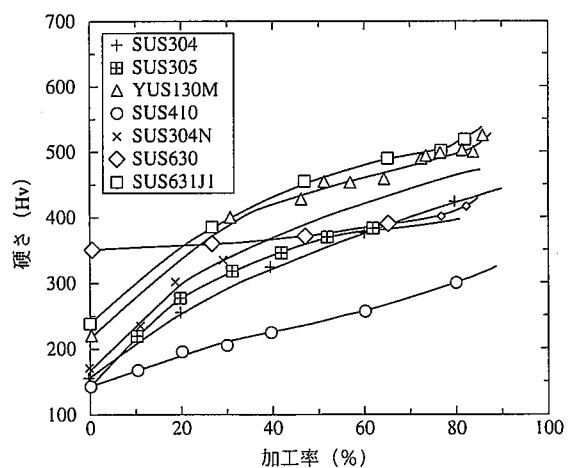


図5 ねじ加工素材の加工硬化曲線

間加工性は成形割れ発生の有無で評価した。割れ発生無を○，有を×で示す。工具寿命はねじ5000本成形時の工具の損傷の有無で評価した。損傷無を○，有を×で示す。

2.2.2 評価結果

評価結果をまとめて表4に示す。SUS305材は表面処理を行わない場合，耐錆性，加工性，工具寿命に優れるが，刃先硬さがHvで380～400と低くねじ込み性に劣る。

一方，表面硬化処理材は刃先硬さがHvで約1000と高くねじ込み性に優れる。しかし，表面に窒化処理膜を形成するため，耐錆性に劣る。また，表面硬化処理厚さとねじ込み可能な板厚の関係を図6に示す。硬化層厚さが厚くなるとねじ込み可能板厚も増大する。5.5mm鋼板に対して必要な硬化層厚は約60μm以上である。しか

既存鋼種の開発課題を整理するとγ系のSUS305及びYUS130Mでは加工性と工具寿命の観点から，ねじ加工時点では低い硬さの状態では，後処理により硬化させることが必要である。また，表面処理や接合により高強度，高耐錆性を付与する方法は製造工程が複雑になる。一方，α'系のSUS410はγ系に比べ加工硬化が低いことからねじ加工と工具寿命の点では問題ないが，硬さ向上と耐錆性向上が課題である。

これらの点からγ系では硬化のための製造工程が複雑であり，α'系をベースに硬さはC,N量制御により，また，耐錆性はARI制御により目標とする特性を達成することが可能と考えられる。

したがって，セルフドリルスクリー用ステンレス鋼材料としてα'系をベースにすることを開発方針とした。

表4 既存ステンレス鋼の試作セルフドリルスクリーの性能

強化種類	素材鋼種	ねじ成形後の処理	刃先硬さ (Hv)	ねじ込み性	耐錆性	冷間加工性	工具寿命
表面強化	SUS305	未処理	380～400	×	○	○	○
		タフトライド処理*1	1000	○	×	○	○
		タフトライド処理+ダクロ処理*2	1000	○	×	○	○
焼入強化	SUS410	1000℃焼入+焼戻し	420	×	×	○	○
加工+時効強化	YUS130M	時効処理 (500℃)	470～550	×	○	○	×

\*1：約550℃の塩浴浸漬で表面硬化する窒化処理方法

\*2：Al, Zn, Crめっきによる防食処理

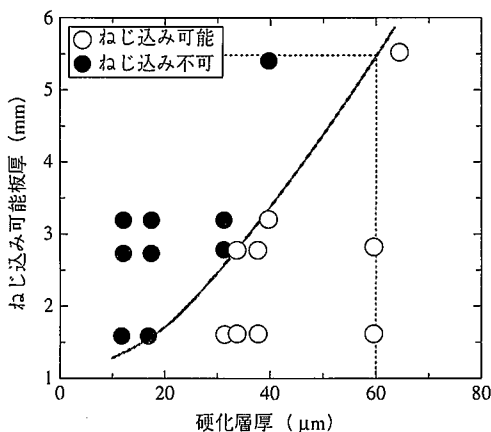


図6 表面処理(母地硬さ; Hv: 350～400)ねじの表層硬化層(Hv≧約1000)厚とねじ込み可能板厚の関係

し，均一に約60μm以上の表面硬化層を施すには特殊なプロセス<sup>3)</sup>が必要で工業的には難しい。

SUS410材は冷間加工性及び工具寿命の点で優れているが，焼入刃先硬さがHvで420と低くねじ込み性に劣る。また，全面に赤錆が発生し，耐錆性に劣る。

YUS130M材は耐錆性，冷間加工性の点で優れているが，刃先硬さがHvで460～550とばらつきが大きく，ねじ込み性に劣る。また，加工硬化が大きいため工具寿命も劣る。

以上の結果，既存ステンレス鋼線材によるセルフドリルスクリーは要求特性をすべて満足するに至らないことが分かる。

2.3 開発指針

上述したように既存ステンレス鋼線材は性能面，あるいは製造面でセルフドリルスクリーへの適用が困難なため新しいステンレス鋼線材の開発が必要であることが判明した。

3. 高強度・高耐錆性α'系ステンレス鋼の開発

上記結果からα'系ステンレス鋼の硬さ向上と耐錆性向上を図ることを目的に，セルフドリルスクリー用高強度・高耐錆性マルテンサイト系ステンレス鋼線材の合金設計を行った。

3.1 実験方法

α'系ステンレス鋼において硬さ，耐錆性，靱性，熱間加工性に及ぼすC, Ni, Cr, Mo, B, Nの影響を調査するために表5に示すような成分の供試材を選定した。

表5 高強度α'系ステンレス鋼の供試材の化学成分 (mass%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	B	N
0.05			1.7	13.0	0	0	0.01
∖	0.2	0.3	∖	∖	∖	∖	∖
0.2			2.4	16.2	2.5	0.006	0.12

供試材はほぼα'単相に近い成分系であり，その凝固組織を図7のMarkus<sup>4)</sup>の組織図上に示す。

各供試材は容量45kgの真空溶解炉で溶製後，熱間押出法によりφ16mmの棒鋼にし，1000～1250℃より空冷(約5℃/s)にて焼入を行い，0～200℃で焼戻しを行った。この供試材は焼入性が良く水冷で焼割れが生じることから空冷にて焼入れた。その後，組織，硬さ，耐錆性を評価した。組織は王水エッチ後，光学顕微鏡(以下，光顕と記す)により観察し，硬さはマイクロピッカースにて測定し，耐錆性は塩水噴霧試験(5%NaCl, 35℃, 240h)の発錆状況及び孔食発生電位にて評価した。また，製品の靱性を評価するため10×10×55mm, 2mmUノッチ(深さ1mm)の試験片を採取し，シャルピー試験を行った。更に鋼塊の一部よりφ8×110mmの熱間引張試験片を採取し，熱間加工性(線材圧延性)を評価した。

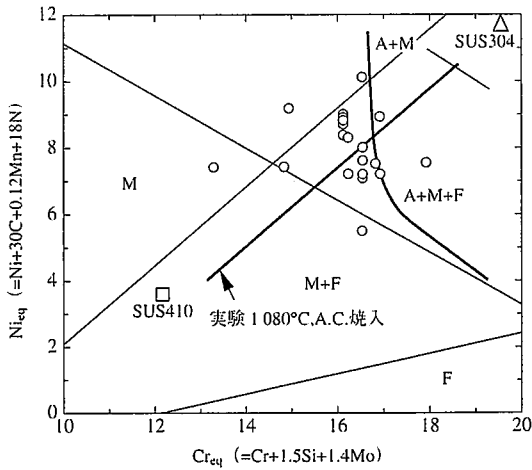


図7 マトリックス凝固組織域と1080°C×30min, A.C.領域の組織範囲

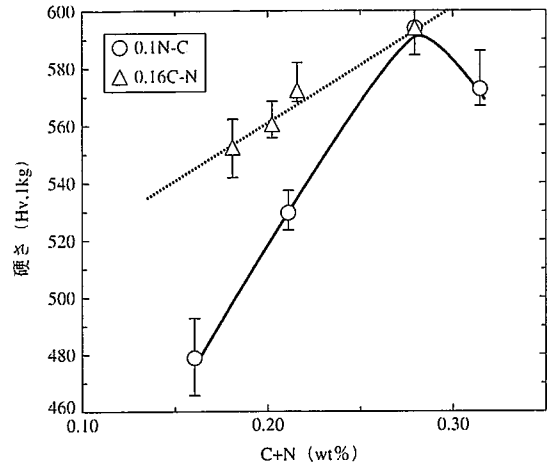


図8 焼入れ硬さに及ぼすC+Nの影響

3.2 実験結果と考察

焼入(1080°C×30min)後の組織状態を図7に示す。δフェライトは光顕組織の画像解析、残留γはX線回折により測定した。熱処理を施すことでα'単相領域が拡大している。

1150°Cからの焼入材の硬さに及ぼすC+Nの影響を図8に示す。C+Nが約0.27%以下の範囲ではC+N量に比例して硬さが増加し、C+Nが約0.27%で最高の硬さ(Hv:約600)が得られる。しかし、C+Nが約0.27%以上になるとこの成分系では残留γの発生により硬さはかえって低下する。また、図8から硬さに対するCの効果はNの約2.5倍であることが判明した。光顕組織に及ぼすC, Nの影響を写真1に示す。NよりCの方がα'の下部組織であるブロック組織の微細化に影響が大きい。従って、CとNで硬さへの寄与率が違うのは、ブロック組織への影響の違いに起因する<sup>5)</sup>。このブロック組織の微細化にはレンズα'の生成が影響を及ぼしていることが考えられる。

以上の結果、目標硬さ(Hv≥500)を達成するためには2.5C+Nを約0.28%以上にすることが判明した。

耐錆性指標(ARI=Cr+2.4Mo)及びδフェライトの孔食発生電位に

及ぼす影響を図9に示す。δフェライトがない場合、ARIに比例して孔食発生電位は高くなり、ARIが18以上であればα'系SUSにおいてSUS304並以上の耐錆性が得られる。しかし、δフェライトが存在する場合、孔食発生電位は低下する。塩水噴霧試験の結果も、孔食発生電位と同じくARIの増加で耐錆性は良くなるが、δフェライトが存在すると悪くなる。δフェライト中のCrの拡散速度はγ中よりも速く、また、δフェライト中のCr濃度はγ中よりも高いため、高Cr(約20%)鋼では約数%のδフェライトの存在により粒界へCr炭化物が析出してもCr欠乏層が緩和され、耐食性が向上する<sup>6)</sup>。

しかし、本研究の低Cr, 高C鋼では耐食性が顕著に劣化する。この理由は低Cr, 高C鋼の場合、δフェライト界面にCr炭化物が多量析出し、このため、低Cr濃度のCr欠乏層が多量に生じるためである<sup>7)</sup>。

靱性に及ぼすNi<sup>8)</sup>及びB量の影響を図10に示す。Niの増加で靱性が向上し、B添加で更に向上することが認められる。締結部材において特に寒冷地では低温靱性等による頭飛びが生じる懸念があるため、セルフドリルスクリューにおいても環境によってはNi, B添加

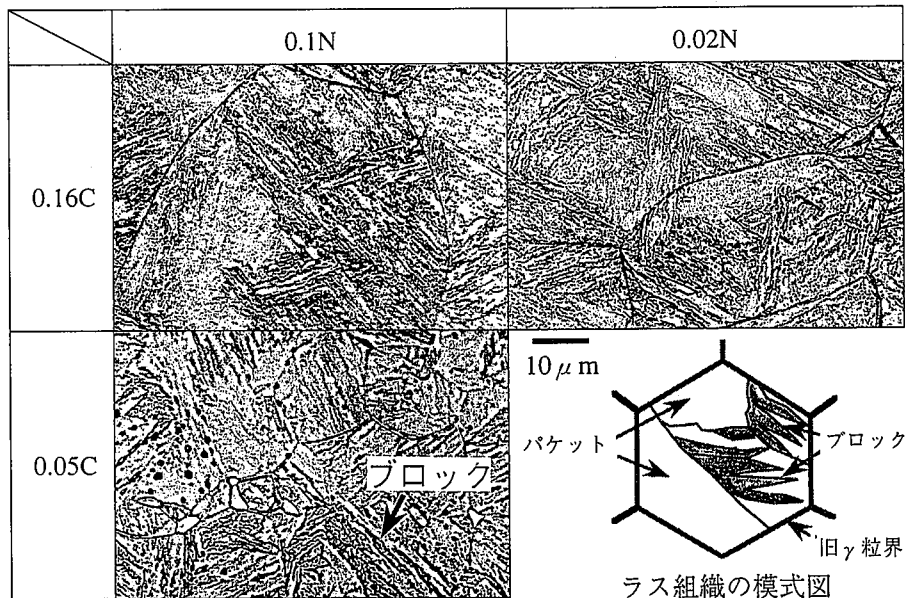


写真1 マルテンサイトの光顕組織に及ぼすC, Nの影響

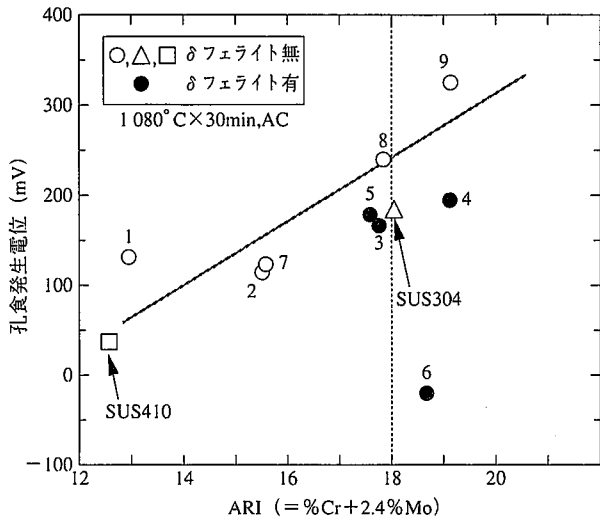


図9 孔食発生電位とARI,  $\delta$ フェライト有無の関係

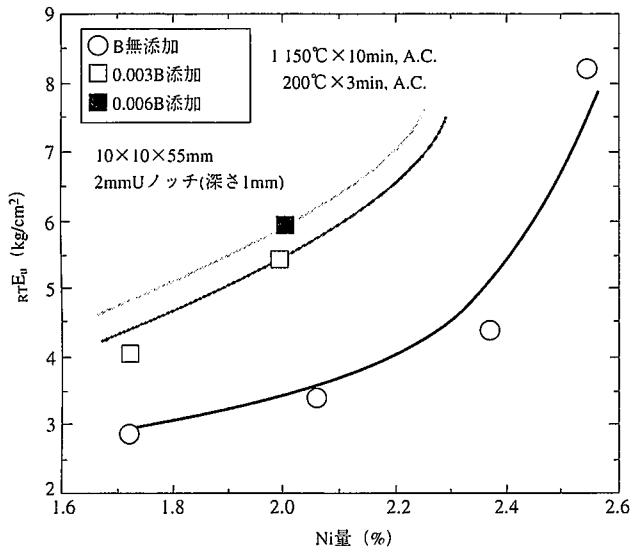


図10 Ni及びB量と靱性の関係

による靱性確保は重要であると考えられる。

高温引張試験における破断紋りに及ぼす $\delta$ フェライト量(1080°C×30minの値)の影響を図11に示す。破断紋りは線材圧延の製造性を表す指標の一つであり、熱間割れ発生無く線材圧延が可能な紋り値は900°C以上で60%以上である。 $\delta$ フェライト量の増加と共に著しく破断紋りが低下しており、目標値を得るには $\delta$ フェライトをフリーにする必要がある。

以上の結果、目標硬さのHv $\geq$ 500、目標耐錆性; SUS304並以上、高靱性、良好な線材圧延性を有するには、 $\delta$ フェライトフリー、ARI $\geq$ 18、2.5C+N $\geq$ 0.28%、Ni, B添加の必要があり、すべてを満足する最適な開発成分系として13Cr-1.5~2.4Ni-2Mo-0.16C-0.1N-0.003B系を設計した。

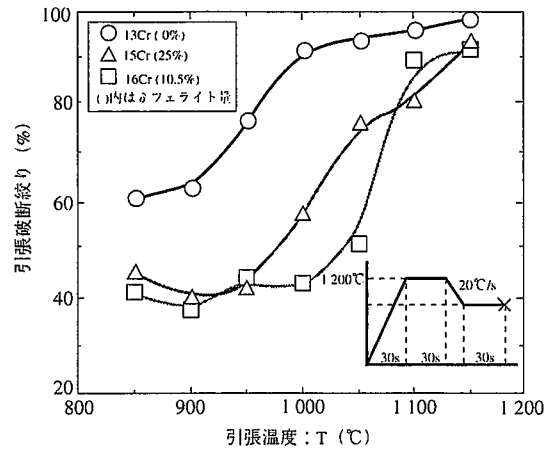


図11 高温引張破断紋りに及ぼすCrの影響

#### 4. 実機製造条件の検討

設計合金を実機出鋼し、製品特性最適化のため製造条件の最適化を図った。この成分系での主な課題は(1)ねじ加工前の軟化処理条件の選定、(2)最適な製品特性を得るための製品熱処理条件の選定である。そのため図12に示す工程中ねじ加工前の軟化処理及び製品熱処理条件を検討した。また、製品特性も評価した。

##### 4.1 軟化処理条件の検討

この成分系で締結部材として冷間加工するには最低でもHvで300未満にする必要がある。該成分系の $\alpha$ '系ステンレス鋼は焼入性を高め、 $A_{c1}$ を低めるNiを含有しているため、Niの増加と共に焼鈍による軟化が困難となる。開発成分系でNi量が2.4%と最も高く、軟化が最も困難である材料のCCT曲線を図13に示す。0.05°C/sの冷却速度で徐冷しても $M_s$ 及び $M_f$ 点を通り、硬さがHvで500以上を示し、焼きがほぼ完全に入っている。このことから、この成分系では工業的に完全焼鈍及び恒温焼鈍による軟化は期待できない。

また、 $A_{c1}$ (670°C)前後で低温焼鈍を行ったときの硬さと焼戻時間の関係を図14に示す。 $A_{c1}$ 前後の650、700°Cで焼戻すと1~2hで

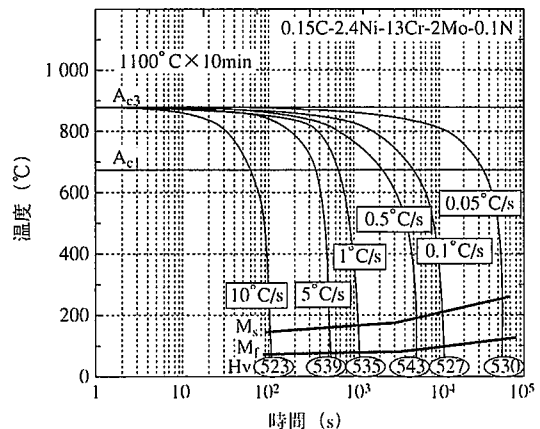


図13 開発鋼(2.4Ni)の連続冷却曲線(CCT曲線)

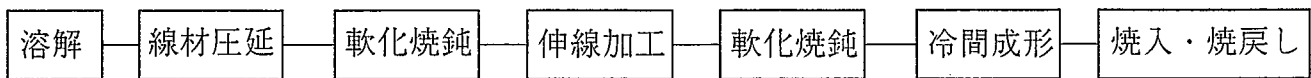


図12 高強度・高耐錆性 $\alpha$ '系SUSセルフドリルスクリューの製造工程

Hv:約300まで軟化する。しかし、1~2hで軟化はほぼ飽和しており、目標のHvで300未満を達成できない。そこで次にA<sub>c1</sub>前後の温度で2段焼鈍を検討した。そのときのヒトパターンと2段焼鈍後の硬さに及ぼす1段目焼鈍温度の影響を図15に示す。但し、2段目焼鈍温度はA<sub>c1</sub>直下の650℃にした。2段目焼鈍を施すことで低温焼鈍材よりも更に軟化し、1段目焼鈍温度が740℃の時、Hvで約260の最小硬さが得られる。

また2段焼鈍後の硬さに及ぼす2段目焼鈍温度の影響を図16に示す。740℃で1段目を焼鈍する場合、2段目焼鈍温度がA<sub>c1</sub>直下の約630~670℃の範囲で最も軟化し、Hvで約260の硬さが得られる。ここで、610℃以下では温度が低く、転位の回復が抑制される、また700℃以上ではA<sub>c1</sub>変態点を超え、一部の逆変態γの出現により再び焼きが入るために軟化は促進しない。

2段焼鈍による軟化促進は、一度A<sub>c1</sub>以上の温度に上げることで炭化物の球状化及び、旧γ粒界近傍からの低C、Nの逆変態γの析出によりラス組織の破壊が起こり、焼戻し時の軟化抵抗となるラス間に析出する棒状炭化物が少なくなったことに起因する<sup>10,11)</sup>。

次に2段焼鈍後の強度のばらつきについて述べる。図17に開発成分の出鋼別の2段焼鈍後の抽出残渣量と引張強さの関係を示す。実際には主成分が同一でも2段焼鈍後の引張強さと抽出残渣量にばら

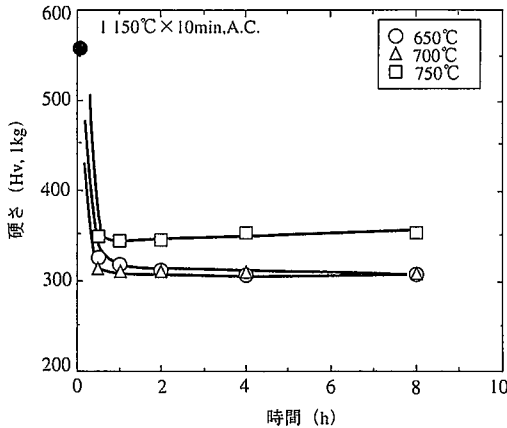


図14 焼鈍ごの硬さに及ぼす焼鈍時間の影響

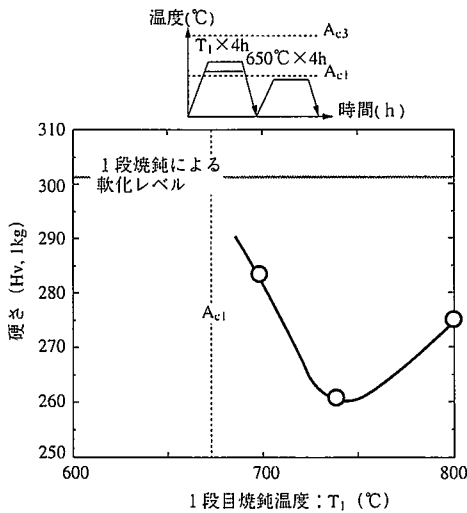


図15 2段焼鈍後の硬さに及ぼす1段目焼鈍温度の影響

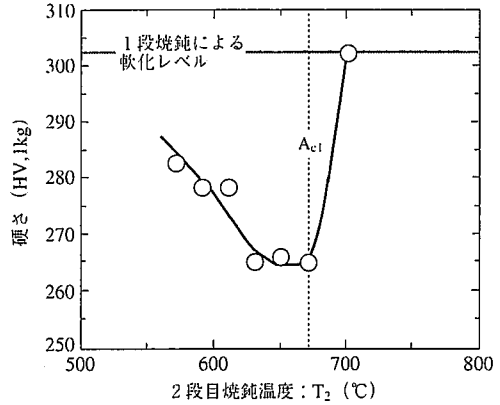
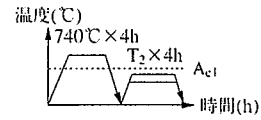


図16 2段焼鈍後の硬さに及ぼす2段目焼鈍温度の影響

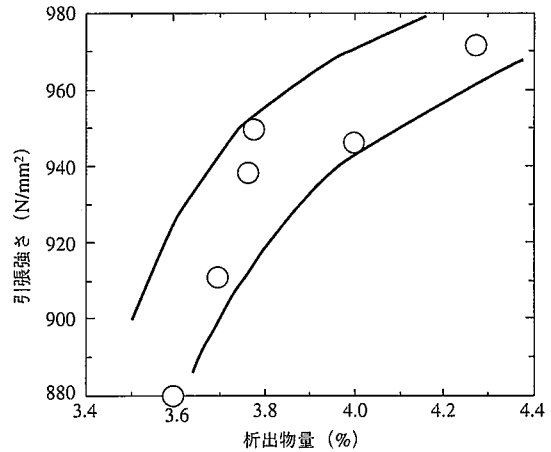


図17 2段焼鈍後の抽出残渣量と引張強さの関係

つきが生じ、抽出残渣量、すなわち析出物量の増加と共に強度が増加する。この析出物量のばらつきはC、Nの活量に影響を及ぼすAl、Si等の微量成分に起因していることが考えられる。すなわち、微量成分によりC、Nの活量が変化し、炭窒化物量が変化することが考えられる。このような点から、軟化を十分促進させるためには微量成分の制御も重要である。

以上の結果、製品加工前の硬さをHvで約260~300にすることができ、簡単なねじやピン加工が工具を損傷せずに可能となる。

#### 4.2 製品熱処理条件の検討

ねじに冷間加工後、焼入・焼戻しにより製品特性を付与する。このため最適な熱処理条件を選定する必要がある。図18には各温度で焼入し、150℃で焼戻した後の硬さ、靱性に及ぼす焼入温度の影響を示す。1150℃からの焼入でHvで約580の硬さが得られ、また、最も高い靱性値が得られる。焼入温度が高過ぎると結晶粒が粗大化し、また焼入れ温度が低過ぎると未固溶の析出物が残存し、衝撃値が低くなる。そのため、最適な温度で焼入する必要がある。また、図19及び図20には1150℃からの焼入・焼戻し後の硬さ、靱性に及ぼす焼入前保定期間及び焼戻し量の影響を示す。但し、横軸は焼戻し量の指標としてL.M.P.で表示している。すなわち、L.M.P.が大き

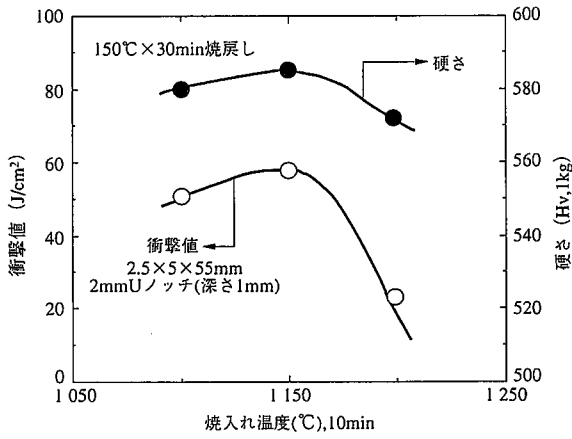


図 18 焼入れ温度と硬さ、靱性の関係

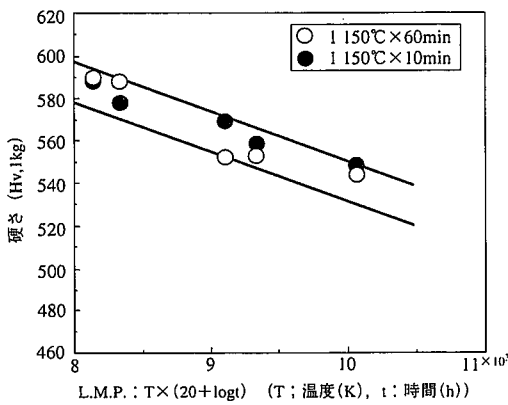


図 19 L.M.P.と硬さの関係

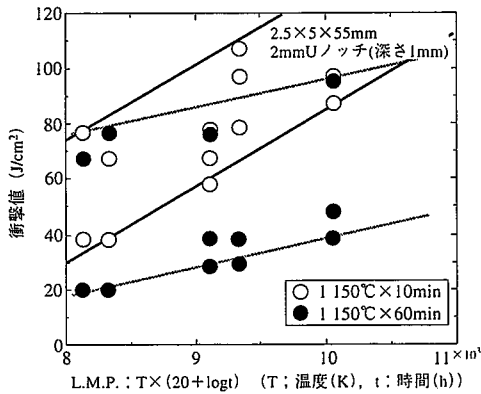


図 20 L.M.P.と衝撃値の関係

いと焼戻し量が多いことを示す。焼入前保定時間にかかわらず、焼戻し量と共に硬さが徐々に低下する。例えば200°C×30minの焼戻しでHvで550の硬さが得られる。一方、靱性は焼戻しと共に向上するが、60min保定後焼入材は10min保定後焼入材に比べ靱性値が低い。これは焼入前保定時間が長いために結晶粒が粗大化することに起因する。

4.3 製品特性評価

表 6 に焼入(150°C)・焼戻し(200°C)後の製品の塩水噴霧試験(5%NaCl, 35°C, 240hr)、亜硫酸ガス腐食試験(DIN50018-21, 20サイクル)後の発錆状況及び孔食発生電位を示す。SUS410が40mVで赤錆発錆であるのに対し、該製品は220mVで無発錆とSUS304並以上の耐錆性を示す。特に、耐亜硫酸ガス腐食性はSUS304よりも優れており、酸性雨には良好な耐腐食性を示すと考えられる。これはN含有鋼種では、弱酸において鋼中のN溶出により優れた腐食性を示す<sup>12)</sup>ためと考えられる。また、製品硬さはHvで550を示し、該鋼種のセルフドリルスクリューは5.5mm鋼板をねじ込みできる。

次に、実際の締結後の耐錆性を評価するため、該セルフドリルスクリューを使って耐錆性の良好な表面がふっ素樹脂で覆われたETCF表面処理鋼板と5.5mmのチャンネルを締結し、塩水噴霧試験(5%NaCl, 135°C, 480h)を実施した。比較材として、SUS410、炭素鋼(Znめっき)のセルフドリルスクリューも評価した。試験後の発錆状況を写真 2 に示す。鋼板自体からの発錆は認められないが、

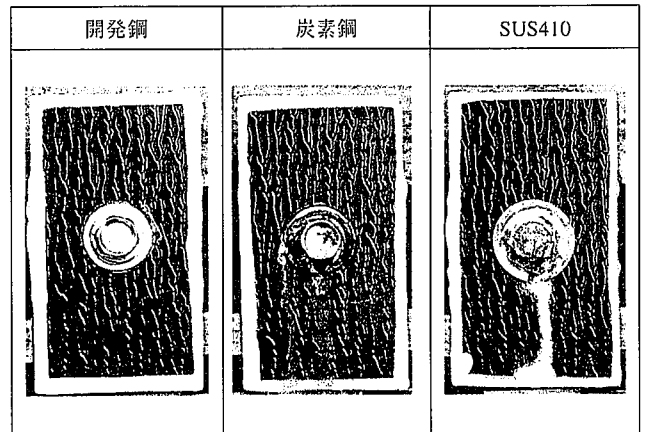


写真 2 締結部の塩水噴霧試験後の発錆状況 (5%NaCl, 35°C, 480h)

SUS410、炭素鋼は締結部のセルフドリルスクリューの頭部から全面赤錆発錆が発生し、錆が鋼板上に流れている。これに対し、該鋼種は無発錆であり、良好な耐錆性を示し、美観を損なっていない。

以上のように今回の開発結果良好な耐錆性とねじ込み性を有するセルフドリルスクリューを得ることができた。

表 6 開発鋼及びSUS304, SUS410の製品の耐食性

鋼種	塩水噴霧試験後の発錆状況 (5%NaCl, 35°C, 240h)	亜硫酸ガス腐食試験後の発錆状況 (DIN 50018-21, 20サイクル)	孔食発生電位 (mV)
開発鋼	無発錆	無発錆	220
SUS304	無発錆	一部黒錆発錆	190
SUS410	一部赤錆発錆	全面黒錆発錆	40



## 5. 結 言

高強度・高耐錆性セルフドリルスクリュー用の材料を検討した結果、次のような結果が得られた。

- (1) 既存ステンレス鋼線材では性能面あるいは製造性で高強度・高耐錆性セルフドリルスクリューへの適用が困難であり、該用途には $\alpha'$ 系ステンレス鋼の改良成分系が有望である。
- (2)  $\alpha'$ 系ステンレス鋼において、 $ARI(Cr+2.4Mo) \geq 18$ 、 $\delta$ フェライトフリーにすることでSUS304並以上の耐錆性が得られる。
- (3)  $\alpha'$ 系ステンレス鋼において硬さに対するCの効果はNの約2.5倍であり $2.5C+N \geq 0.28\%$ にすることでHvで500以上の硬さが得られる。
- (4)  $\alpha'$ 系ステンレス鋼においてNi、Bを添加することで高い靱性値が得られる。
- (5) 高強度・高耐錆性セルフドリルスクリュー用として13Cr-1.5~2.4Ni-2Mo-0.16C-0.1N-0.003B系を開発した。
- (6) 開発鋼のねじ冷間成形前の軟化焼鈍としてAc1変態点の上下の温度で2段焼鈍を施すとHvで約260~300の硬さになり、ねじ加工が可能になる。
- (7) 開発鋼の製品熱処理として1150℃からの焼入・200℃で焼戻しを行うと約Hvで550の硬さが得られ、5.5mm鋼板へのねじ込みが

可能になる。また、焼入温度が高く、焼入保時時間が長くなると結晶粒粗大化のため靱性が劣化する。

現在、開発鋼は当該用途のセルフドリルスクリューのみならず、ピン等の高強度締結部材へも適用している。今後、種々の締結部材への適用を図る必要があるが、現状の軟化硬さはHvで約260~300であり、複雑な形状への加工は行われていない。今後は汎用性を持たせるためには、更に製品成形前の強度を下げ、冷間加工性を確保していく必要がある。

### 参考文献

- 1) 例えば、広瀬 ほか：熱処理. 14(1), 15(1974)
- 2) ファスナーレポート. P23-25(1992)
- 3) 竹内 ほか：材料とプロセス. 5, 2021(1992)
- 4) Markus et al. : Proc. Stainless Steel 91'. 1, 25(1991)
- 5) 高野 ほか：材料とプロセス. 7, 1766(1994)
- 6) 乙黒：金属. (2). 9(1991)
- 7) 高野 ほか：材料とプロセス. 6, 1873(1993)
- 8) 岡村 ほか：材料とプロセス. 7, 1768(1994)
- 9) 渡辺、磯川：熱処理. 18(2), 95(11), 1151(1978)
- 10) 高木 ほか：日本金属学会. 55(11), 1151(1991)
- 11) 高野 ほか：材料とプロセス. 9, 707(1995)
- 12) 小森、中田：材料とプロセス. 5, 2015(1992)