
デルタフェライトを含有するオーステナイトステンレス鋼の熱間加工性

Hot Workability of Austenitic Stainless Steels Containing Delta Ferrite

川崎 龍夫(Tatsuo Kawasaki) 高田 庸(Isao Takada) 大坪 宏(Hiroshi Ohtsubo)
鈴木 重治(Shigeharu Suzuki)

要旨：

熱間圧延で割れが問題となるオーステナイト系ステンレス鋼の高温変形態について調べた。変形態は S により著しい影響を受け、高温加熱後の冷却中に、1050℃を中心とした脆化域を作る。この脆化はオーステナイト単相のものでは温度低下とともに回復するが、デルタフェライトが存在すると低温側に拡大する。これらの現象を、S とデルタフェライトの複合効果として検討を加えた。この種のステンレス鋼の高温変形態は、S の影響さえ完全に取除けば飛躍的に向上し、通常の熱間圧延でも割れが発生しなくなる。そのためには 10ppm 程度以下の極低 S とし、さらに Ca または REM の添加を行えばよい。

Synopsis：

Hot workability of austenitic stainless steels, which have problems of cracking when they are hot rolled, is studied. Sulfur has a great effect on hot workability and decreases ductility of steels at around 1050°C during cooling from the slab reheating temperature. For steels containing little delta-ferrite, the ductility increases again as the temperature decreases. For steels containing delta-ferrite, however, ductility does not increase again. Then, the temperature range of reduced ductility for these steels expands widely towards lower temperatures. The effects of S and delta-ferrite on hot workability are discussed. Hot workability of these steels are improved remarkably by eliminating the effect of S. Problems of cracking during hot working can be solved completely by reducing S content to below about 10 ppm and/or with the addition of Ca or REM.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

デルタフェライトを含有するオーステナイト ステンレス鋼の熱間加工性^{*1}

川崎製鉄技報
17 (1985) 3, 306-314

川崎 龍夫^{*2} 高田 庸^{*3} 大坪 宏^{*4} 鈴木 重治^{*5}

Hot Workability of Austenitic Stainless Steels Containing Delta Ferrite

Tatsuo Kawasaki, Isao Takada, Hiroshi Ohtsubo, Shigeharu Suzuki

要旨

熱間圧延で割れが問題となるオーステナイト系ステンレス鋼の高温変形能について調べた。変形態はSにより著しい影響を受け、高温加熱後の冷却中に、1050°Cを中心とした脆化域を作る。この脆化はオーステナイト単相のものでは温度低下とともに回復するが、デルタフェライトが存在すると低温側に拡大する。これらの現象を、Sとデルタフェライトの複合効果として検討を加えた。この種のステンレス鋼の高温変形能は、Sの影響さえ完全に取除けば飛躍的に向上し、通常の熱間圧延でも割れが発生しなくなる。そのためには10 ppm程度以下の極低Sとし、さらにCaまたはREMの添加を行えばよい。

Synopsis:

Hot workability of austenitic stainless steels, which have problems of cracking when they are hot rolled, is studied. Sulfur has a great effect on hot workability and decreases ductility of steels at around 1050°C during cooling from the slab reheating temperature. For steels containing little delta-ferrite, the ductility increases again as the temperature decreases. For steels containing delta-ferrite, however, ductility does not increase again. Then, the temperature range of reduced ductility for these steels expands widely towards lower temperatures.

The effects of S and delta-ferrite on hot workability are discussed.

Hot workability of these steels are improved remarkably by eliminating the effect of S. Problems of cracking during hot working can be solved completely by reducing S content to below about 10 ppm and/or with the addition of Ca or REM.

1 緒 言

近年のステンレス鋼に対する高機能・高品質化への要求は、材料を一層高合金化させる傾向にある。一方、徹底したコストダウンのため、連続鋳造法による大型スラブ化が工程化されており、これらのことはオーステナイト系ステンレス鋼や二相ステンレス鋼の熱間圧延時の割れの問題をひきおこす。特に高温でデルタフェライトを数10%含有するステンレス鋼、例えば17-7 PH (SUS 631) や一層盛用の肉盛溶接の電極用材料ではPhoto 1に示すような耳割れが大きい。この割れは健全部への飛込疵や穴あきの原因にもなり、熱延鋼帯の歩留り低下やグラインダー工程の増加をきたすことにある。また二相ステンレス鋼はマンネスマン方式によるシームレスパイプ圧延時には表面欠陥を、また薄板圧延時には17-7 PHと同様の耳割れが発生する。すなわちこの種の材料の製造においては、熱間圧延時の割れが工程上最大の問題となる。

従来、熱間加工性に対してデルタフェライトは有害であり、オーステナイト中に20~30%含まれると変形能が最も小さくなるといわれている¹⁾。デルタフェライトが50%以上となり、フェライト相中にオーステナイト相が存在するようになると、変形能はオーステナイト単相のものよりも良くなる。これらのことは両相の高温強度と変形能の差で説明されている。また一般に高温変形能に対して

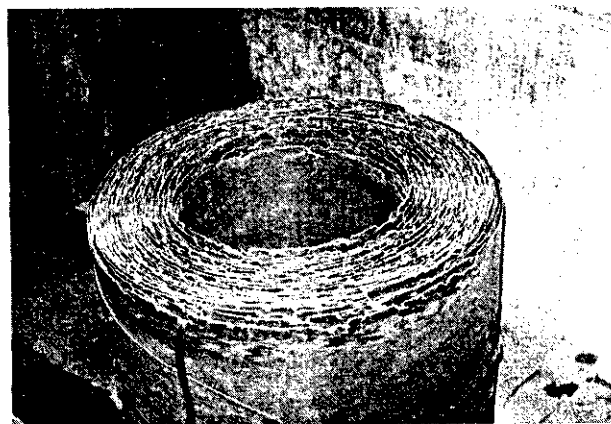


Photo 1 Edge crack of 17-7PH hot strip

不純物元素のS, P, Oあるいはこれらの固定作用のあるCa, REM, Alなどが影響を及ぼすことが知られている²⁾。さらに、通常のオーステナイト系ステンレス鋼の成分系では、デルタフェライトは高温ほど多く、温度の低下により減少する。熱間圧延時の割れは圧延の進行と温度の低下に従って発生するようになるため、変形能の温度依存性はデルタフェライト量の変化についても考慮する必要がある。本報告では、これらのうちもっとも影響が大きいと考えられる

*1 昭和60年5月11日原稿受付

*2 鉄鋼研究所薄板研究部ステンレス鋼研究室主任研究員(課長)

*3 鉄鋼研究所知多研究部主任研究員(課長)

*4 鉄鋼研究所厚板研究部厚板研究室主任研究員(課長補)

*5 鉄鋼研究所薄板研究部ステンレス鋼研究室室長(部長)

S に関して、デルタフェライトの変化とともに検討を加えた。

2 実験方法

実験は主として 17-7 PH ステンレス鋼について行い、一部 24% Cr-13% Ni-1% Nb の肉盛溶接用電極材料 (KWB 309 NB) および 22% Cr-5.5% Ni-3% Mo の二相ステンレス鋼を、また完全オーステナイト鋼である SUS 310 S を比較鋼として用いた。試験材は研究室での 50 kg 真空溶解によるものと、現場の連続鍛造スラブを切出したものを使用した。それらの化学組成を Table 1 に示す。

高温変形能の評価は GLEEBLE 1500 試験機による高温高速引張試験による断面減少率 (以後 RA と記述) で行った。グリーン試験片は平行部直径が 6.4 mm、均熱部長さは約 20 mm である。試験は鍛造のままのものおよび 1250°C 2 時間加熱後 90% 熱間圧延したものに対して行った。試験片は鍛造のままのものでは表皮の柱状晶部 15—20 mm 厚さを鍛造方向が引張方向になるように切出した。また、圧延材は引張り方向が圧延方向となるようにした。切出した素片は試験片加工に先だって、鍛造のままのものは 2 時間、圧延材に対しては 1.5 時間の熱処理 (本実験では大部分が 1250°C) を行った。グリーンでのヒートパターンは Fig. 1 に示すように、素片での加熱温度まで急速加熱し、50 秒の保持後 100°C/min の冷却速度で試験温度まで冷却し、その温度で 10 秒間保持して均熱後、100 mm/s の引張速度で破断した。この時の歪速度はおおよそ 5 s⁻¹ である。

熱処理した素材および破断試験片について顕微鏡組織観察を行った。検鏡面は鍛造あるいは圧延方向に平行な断面とし、ピロ亜硫酸ナトリウムの腐食液でデルタフェライト (以後 δ 相と記述) を黒く

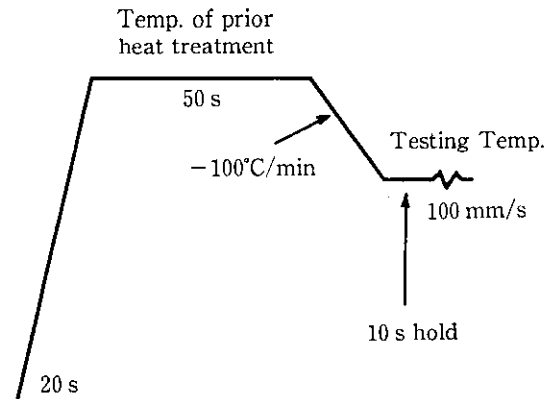


Fig. 1 Heat pattern of Gleeble tensile test

エッチングした。 δ 相量は QTM (Quantitative television microscope) により測定した。

3 実験結果

3.1 高温変形能の評価

グリーンによる高温高速引張試験での高温変形能の値がどの程度のものであれば、実工程で割れの発生しない製品が得られるかの対応を調べた。Fig. 2 は、熱間圧延工程での割れ評価の求められている材料に対し、RA の温度依存性を見たものである。粗圧延後のシートバーで採取したサンプルで、RA が 70% 以下にならないものでは、仕上圧延で全く割れが発生しなかったのに対し、70%

Table 1 Chemical Compositions of Specimens

(wt %)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Nb	Ca	REM	N	O	δ_{ca1}^*
17-7PH	50 kg ingot	0.069	0.42	0.74	0.024	0.0020	17.43	7.38	0.11	0.92	—	—	—	0.029	0.0007	24.0
		0.073	0.41	0.74	0.022	0.0028	17.53	7.46	0.11	0.99	—	—	—	0.029	0.0022	25.3
		0.076	0.41	0.74	0.024	0.0007	17.86	7.02	0.11	1.09	—	0.0030	—	0.028	0.0015	29.1
	Commercial CC slab	0.078	0.48	0.70	0.024	0.0011	16.79	7.20	0.03	1.06	—	—	—	0.016	0.0016	25.8
		0.061	0.53	0.72	0.029	0.0015	17.18	7.16	0.10	0.89	—	—	—	0.074	0.0019	21.0
		0.078	0.44	0.70	0.025	0.0110	16.77	7.15	0.10	1.11	—	—	—	0.024	0.0008	26.0
KWB 309NB	50 kg ingot	0.032	0.50	1.89	0.025	0.0012	23.15	12.96	0.10	0.020	1.08	—	—	0.025	0.0050	14.5
		0.023	0.45	2.03	0.025	0.0010	24.04	13.05	0.10	0.046	1.06	0.0038	—	0.027	0.0053	17.2
		0.025	0.46	2.02	0.010	0.0011	24.23	13.06	0.09	0.040	1.08	0.0024	—	0.025	0.0051	17.8
		0.024	0.44	2.04	0.024	0.0008	23.96	13.04	0.10	0.040	1.05	0.0024	—	0.033	0.0066	16.3
		0.023	0.56	2.04	0.025	0.0017	23.23	12.09	0.10	0.060	1.15	—	—	0.029	0.0079	17.5
KWB 309	50 kg ingot	0.013	0.12	1.56	0.016	0.0008	21.11	9.49	—	0.043	—	—	—	0.012	—	15.9
		0.014	0.12	1.50	0.015	0.0005	21.92	9.26	—	0.051	—	—	0.03	0.023	—	18.2
310S	50 kg ingot	0.062	0.85	1.50	0.023	0.0012	24.75	18.94	0.59	0.0030	—	—	—	0.037	0.0060	—
		0.062	0.80	1.64	0.023	0.0033	24.97	19.79	0.39	0.0020	—	—	—	0.026	0.0074	—
		0.065	0.84	1.63	0.024	0.0007	24.78	19.58	0.40	0.028	—	0.0042	—	0.041	0.0058	—
		0.060	0.85	1.65	0.025	0.0007	24.68	19.56	0.40	0.024	—	—	—	0.037	0.0054	—
	Commercial CC slab	0.060	0.77	1.56	0.024	0.0015	24.25	19.45	0.40	0.005	—	—	—	0.031	0.0051	—
		0.060	0.77	1.56	0.024	0.0015	24.25	19.45	0.40	0.005	—	—	0.030	0.031	0.0051	—
Duplex	50 kg ingot	0.012	0.51	1.05	0.027	0.0007	22.2	5.48	3.0	0.048	—	—	—	0.13	—	—
		0.015	0.52	1.06	0.025	0.0043	22.1	5.49	3.0	0.042	—	—	—	0.14	—	—
		0.012	0.76	1.52	0.008	0.0068	21.2	4.90	2.8	0.005	—	—	—	0.12	—	—

* $\delta_{ca1} = 3.2(1.5Si + Cr + 6Al + 0.5Nb) - 2.5(30C + 30N + 0.5Mn + Ni) - 24.7$

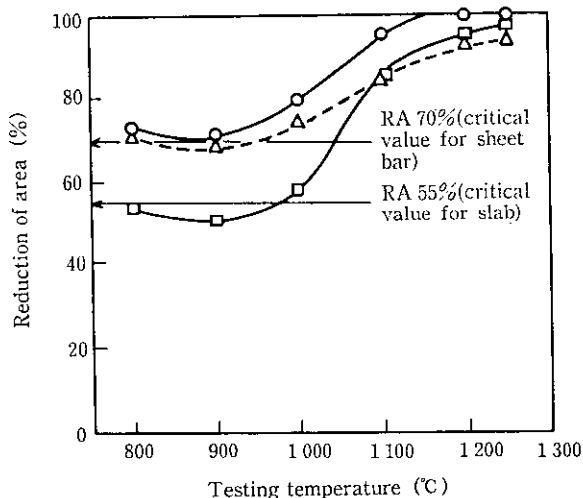


Fig. 2 Comparison between the results in hot rolling into strip and the hotworkability obtained by tensile test

を切るものでは 5mm 程度の耳割れが認められた。粗圧延からそのまま仕上圧延にかかる実工程と、シートバーでサンプリングし、冷却、加熱を受けたものとで若干熱履歴が異なる。しかし、粗圧延の段階では 1100°C 以上の再結晶温度域にあるため、この相違はそれ程大きな影響を与えないものと考えられる。すなわち、熱間加工を受けて均一組織となったものでは、RA 70% が熱間圧延で耳割れの発生しない限界の目安となる。これに対し連铸スラブサンプルではこの限界の目安が約 55% と求められた。铸込まのスラブに対するソーキング処理、軽度の加工、熱処理などの効果は RA ≥ 55% を目標とすればよい。しかし、铸込組織に近いものでは、変形能の悪い場合に破断形状が不良になりやすく、RA 測定値もばらつきやすい。したがって、成分元素や不純物あるいは添加元素の効

果を見るには一旦熱間加工を行って均一組織として RA を求め、これが 70% を越えて大きな値となる条件を目途にすればよい。

3.2 オーステナイト系ステンレス鋼の高温変形能

17-7 PH ステンレス鋼の変形能の温度依存性に対する S の効果を Fig. 3 に示す。铸込までも、圧延材でも、S 量の低減に従って変形能は改善される。このことは特に高温側で顕著である。しかし、熱間圧延の終了する温度は 1000~900°C であり、たとえ S を 10 ppm 程度にまで低減したとしても、RA の最低値は铸込まのものでも 40% 以下、圧延材でも 50% であるため、耳割れの発生は避けられない。これに対し、S を極低下し、Ca を添加して固定を図ったものでは、低温域においても変形能の著しい向上が見られ、通常の SUS 304 並の特性となり、圧延での割れの問題は生じない。

肉盛溶接用電極材料の KWB 309 NB の結果を、Fig. 4 に、二相ステンレス鋼での結果を Fig. 5 に示す。KWB 309 NB は Nb を含有しているが、S の低減と固定で、17-7 PH ステンレス鋼とほぼ同じ結果が得られた。二相ステンレス鋼では、S を 40 ppm 程度にまで低下させれば、熱間圧延での割れは回避できることが判る。すなわち、高温ではほとんど δ 相のみの組織となる二相ステンレス鋼は、 δ 相が 30% 程度のもよりも S の悪影響の程度が少なく、圧延も容易となっている。

γ 単相の SUS 310 S の結果を Fig. 6 に示す。この場合も、S のみの低減で変形能の著しい向上が見られる。S による RA の低下は 1050°C 近傍の温度域に限られるのがこの材料の特徴であり、このことは、 γ 単相の SUS 316 L などでも共通している。変形能がこのような温度依存性を示す場合には、割れは圧延初期の表面中央部に発生し熱延板でのヘゲ状欠陥となる。しかし、 δ 相を有する材料に認められたような温度の低下した部分に起こる耳割れは発生しない。 γ 単相の場合にも、極低 S としたうえに、さらに S を固定すると、変形能は著しく改善される。S の固定には Ca を用いても REM を用いてもその効果は同等である。

4 考 察

4.1 高温変形能におよぼす S の影響

以上の結果により、高温変形能を向上させるには S を徹底的に低

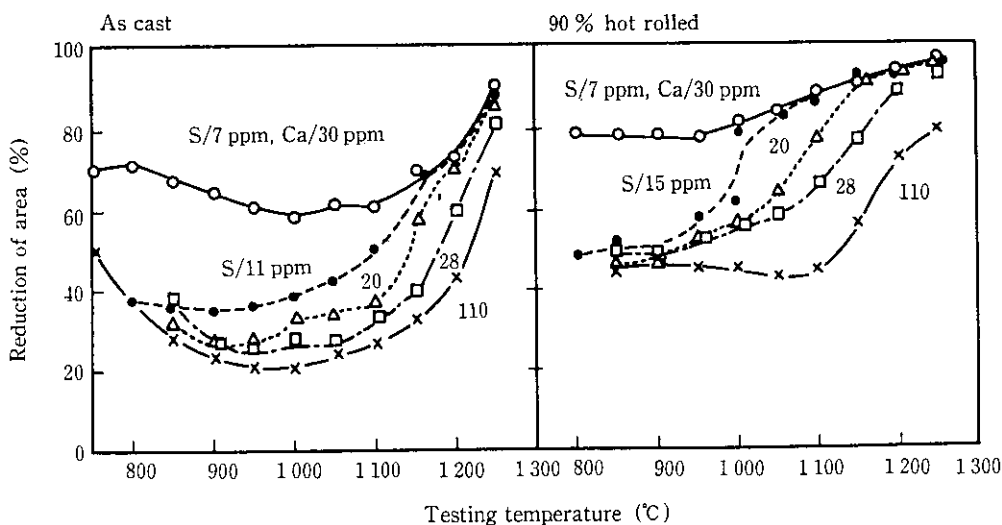


Fig. 3 Effect of S on the hot workability of 17-7 PH stainless steels with as-cast and hot worked structures

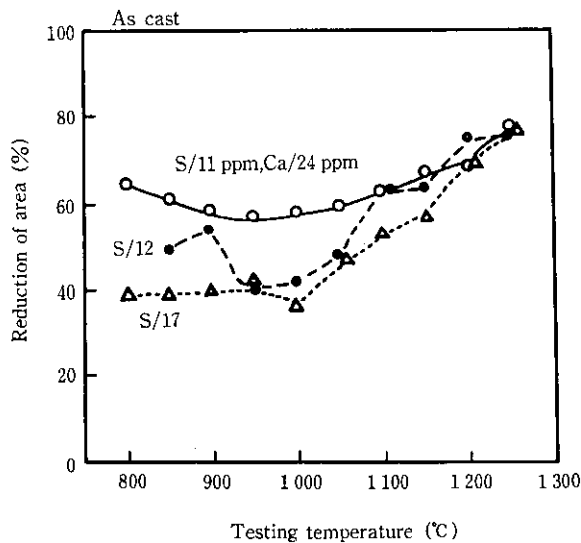


Fig. 4 Effect of S and Ca on the hot workability of KWB 309 NB (23Cr-13Ni-1Nb)

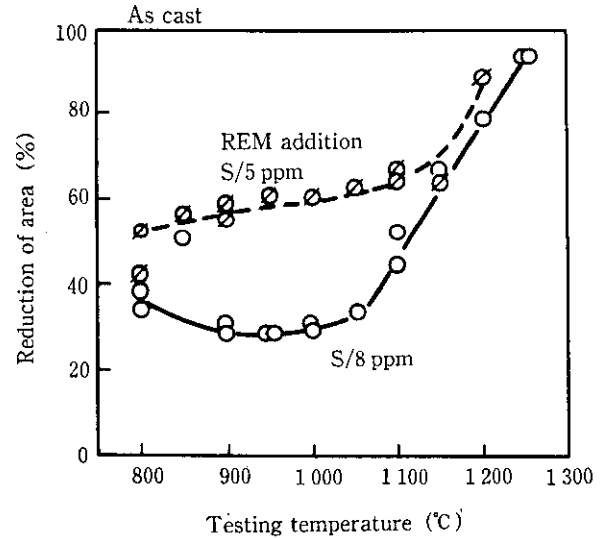


Fig. 7 Effect of REM addition to ultra low S steel on the hot workability of KWB 309 (22Cr-9Ni)

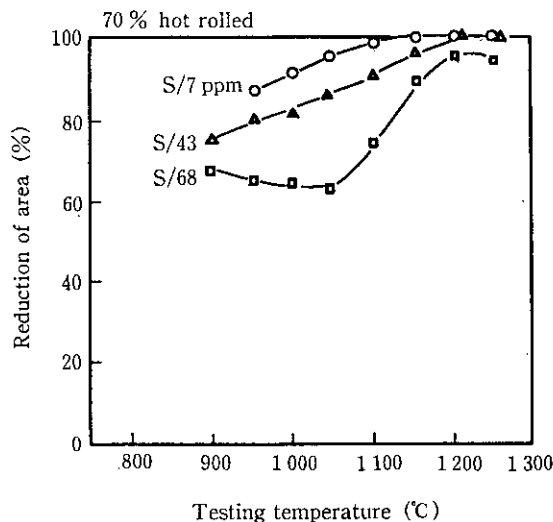


Fig. 5 Effect of S on the workability of duplex stainless steel (22Cr-5Ni-3Mo)

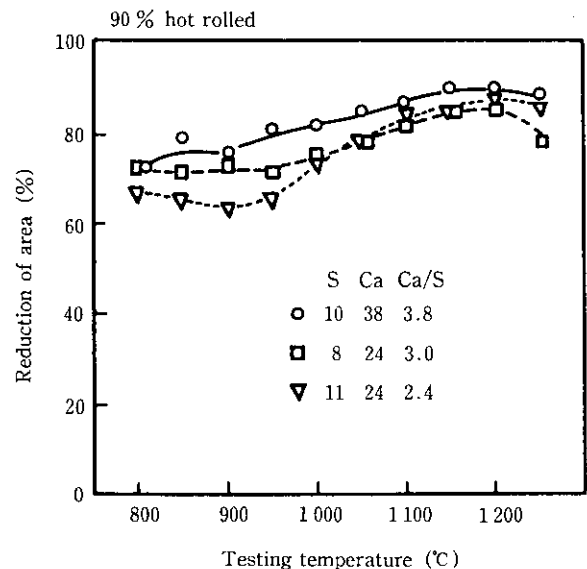


Fig. 8 Effect of S and Ca on the hot workability of KWB 309 NB (23Cr-13Ni-1Nb)

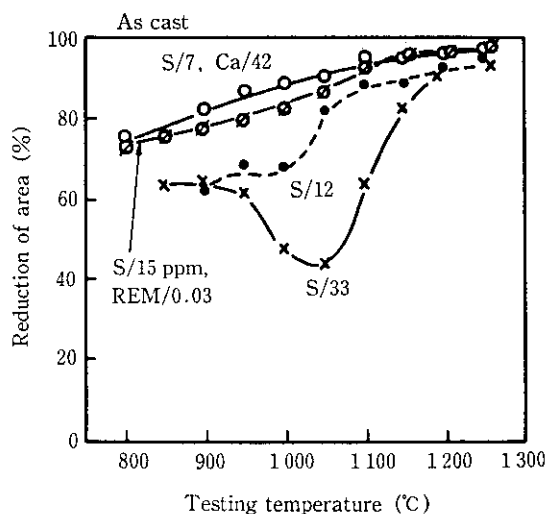


Fig. 6 Effect of S and addition of Ca or REM on the hot workability of type 310S stainless steel

減させることが効果的であり、割れの発生を防ぐことができる。Sが有害であるということは従来から多くの報告がなされている²⁾が、これまでの低Sの概念よりもはるかに低いレベルにすることが、特に δ 相を有するオーステナイト系ステンレス鋼に対しては必要である。また、たとえ10 ppm以下のSであっても、Fig. 7に示すようにSを固定すれば、さらに飛躍的に変形能が改善される。CaやREMの大量添加は工程的に困難であり、またできたとしても逆に表面疵等の他の欠陥の原因にもなるため、極低Sとした上での添加が望ましい。この時必要なCa量はFig. 8に示すようにCa/Sで表して3倍以上となる。

以上のように、10 ppm以下であっても、Sが高温変形能に大きな影響を与えていることがわかった。Sが変形能を低下させる機構として、高温加熱時に分解固溶したMnSあるいは(MnFe)Sが、熱間圧延時の温度低下に従って粒界に微細再析出もしくは偏析し、粒界の強度を弱めるという考え方がある³⁾。この説に従えば、MnSの固溶量の少ない加熱温度では、MnSは、粗大化するのみでかえ

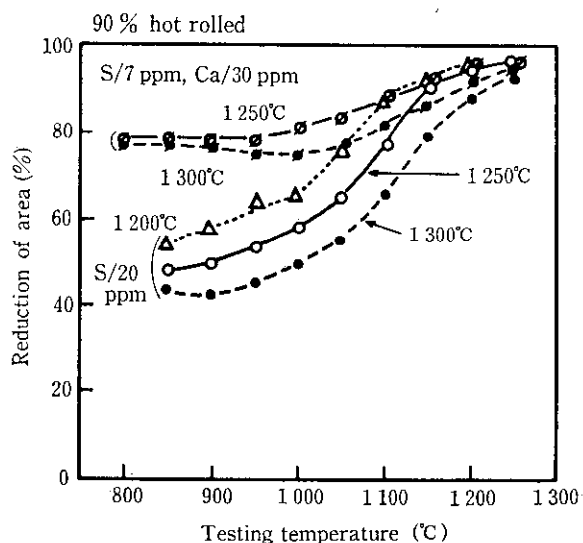


Fig. 9 Effect of heating temperature prior to Gleeble tensile test on the hot workability of 17-7PH stainless steel

って粒界をクリーンにして、有害とはならない。しかし、加熱温度が高温になるほど、その後の冷却過程での変形能の低下は大きいことになる。Fig. 9 はこのことを確認したもので、S が 20 ppm の 17-7 PH ステンレス鋼での結果である。1200 と 1300°C 加熱では、ほぼ全温度域にわたって、約 20% 程度の RA の差を生じている。本実験では S の成分だけを変化させているため、微量の S であってもその固溶、析出が起こることによって、高温変形能の変化が生じるものと考えることができる。Ca の添加効果は S を固定し固溶・再析出を阻止することによって考えられるが、1300°C 加熱ではわずかながら変形能の低下が認められ、一部 CaS も分解

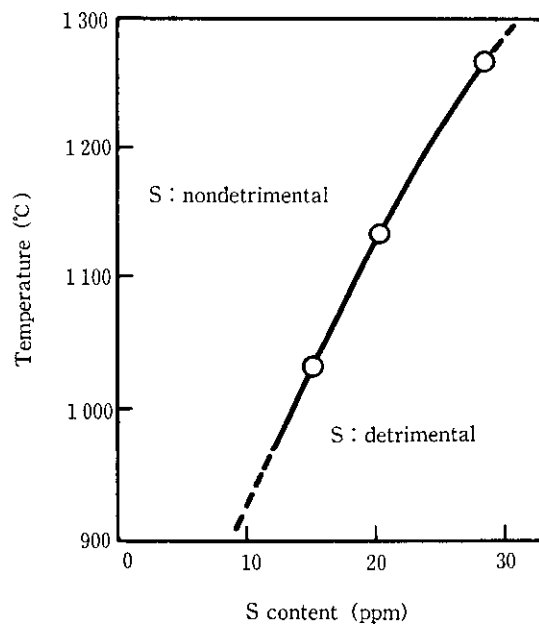


Fig. 10 Relation between S content and critical temperature, above which S has no effect on the hot workability

しているものと解釈される。この点からも、Ca 添加を行う場合にも S の絶対値を下げておく必要がある。

Ca によって S を固定したものでは、S の影響は一応無視できるものとする、高温からの冷却過程で、S を固定しないものの変形能が固定したものよりも劣下しはじめる温度は有害な MnS の見掛け上の析出開始温度と考えることができる。Fig. 3 の圧延材の結果からこの温度を求めて、S 含有量に対してプロットすると Fig. 10

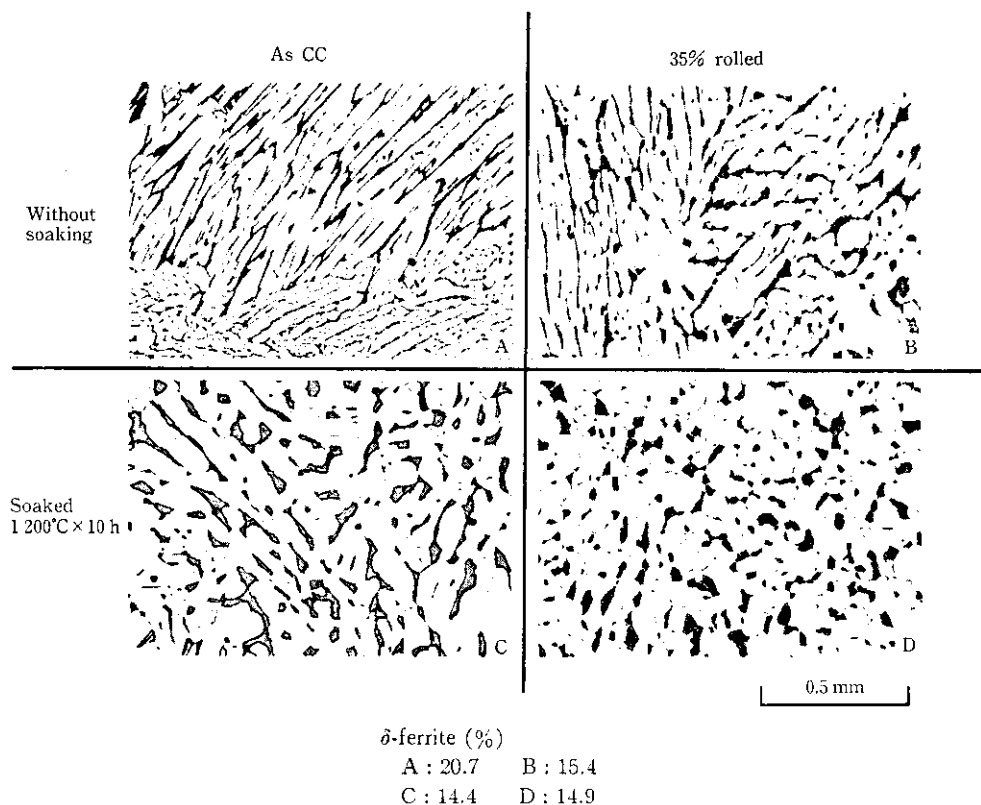


Photo 2 Change in shape of delta-ferrite of 17-7PH stainless steel after thermal and mechanical treatment

のようになる。この図から外挿すると、17-7 PH ステンレス鋼を 1250°C 加熱で熱間圧延する場合に、S の影響を全く生じさせないためには 10 ppm 以下にする必要があることが示される。この見かけ上の析出曲線は Fig. 9 の結果と合わせて考えると加熱温度が高くなると高温側、すなわち低 S 側にシフトされることが予想される。

4.2 高温変形能に及ぼすデルタフェライト形態の影響

Fig. 3 から判るように、鋳込みのままのものよりも熱間圧延を受けたものの方が変形能は高い。このことは、鋳込み時の偏析の低下、組織の均一化によっているものと考えられる。そこで、鋳込みのままの組織に対して熱間加工と均一化熱処理を加え、 δ 相の形態を変化させて、高温変形能に対する影響を調べた。17-7 PH ステンレス鋼の鋳込みのままの連铸スラブを 1250°C 2 時間加熱する処理に対して、1250°C で 35% 軽圧延する工程と、1200°C 10 時間の均一化のためのソーキング処理の工程を組合せて付加した。すなわち、

- A: 1250°C 2 時間加熱
- B: 1250°C 2 時間加熱 35% 圧延 + 1250°C 2 時間加熱
- C: 1200°C 10 時間ソーキング + 1250°C 2 時間加熱
- D: 1250°C 2 時間加熱 35% 圧延

+ 1200°C 10 時間ソーキング + 1250°C 2 時間加熱の 4 通りの処理を行った。光学顕微鏡組織は Photo 2 に示すように、 δ 相の形態が圧延と熱処理の組合せにより変化し、両方の処理を付加したものでは均一微細に分散している。 δ 相の量は、1250°C 2 時間加熱だけのものでは細長く連続した形態で若干多いのに対し、その他のものではほとんど同じ値である。これらの組織を有するものの変形能の測定結果を Fig. 11 に示す。鋳込みのままのスラブを単に加熱したものに対し、1200°C のソーキングを行ったものでは 900°C 以下での変形能の改善が認められる。また 35% の熱間圧延を行ったものでは 950°C 近傍以外の温度での改善が、また熱間圧延とソーキングの両方を行ったものでは全温度範囲での改善が認められた。実際の熱間圧延においては、1000°C ~ 900°C の

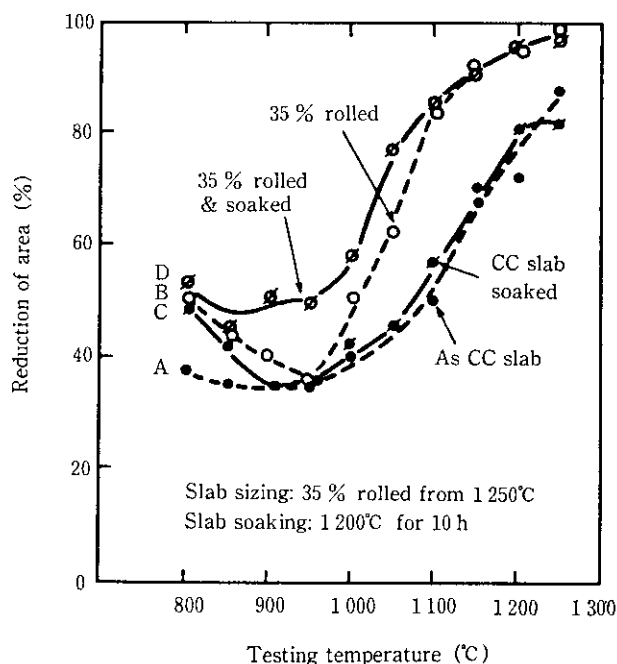


Fig. 11 Effect of thermal and mechanical treatment on the hot workability of 17-7PH stainless steel

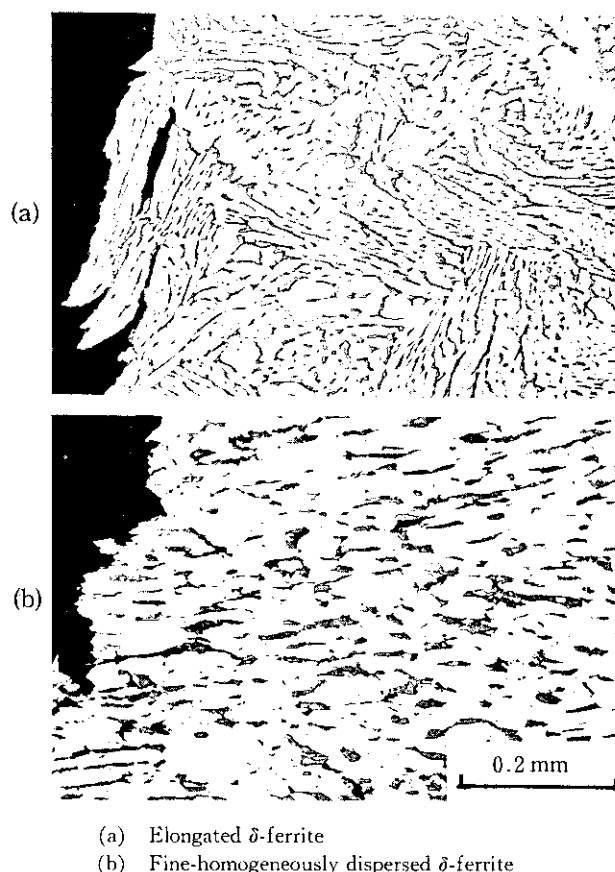
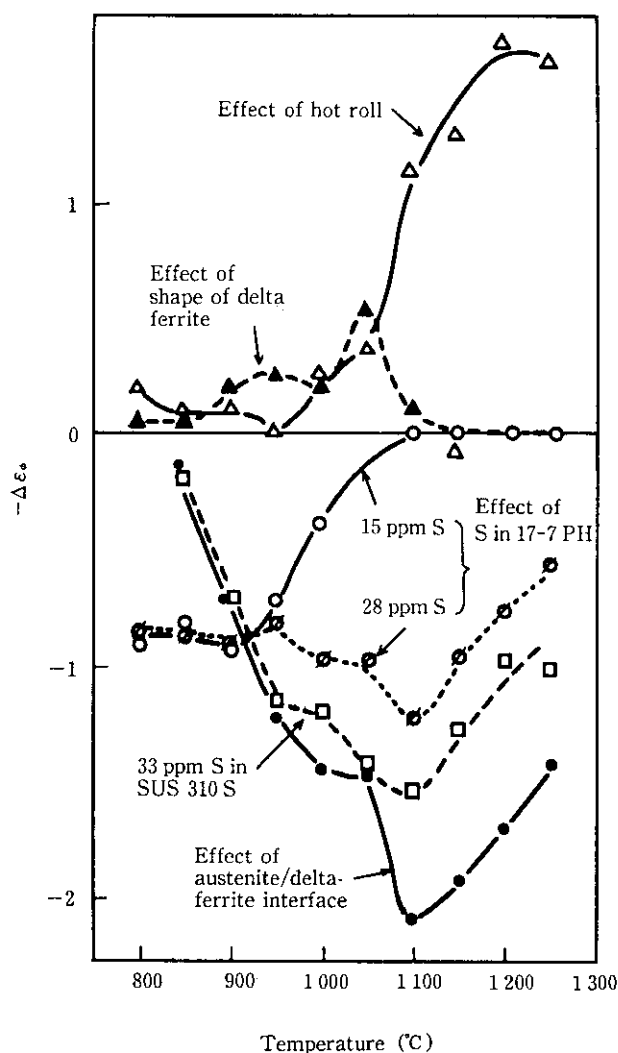


Photo 3 Microstructures of 17-7PH stainless steel with different shapes of delta-ferrite at fractured position

変形能が向上しなければ耳割れの防止には実用的でないため、両方の処理を行うことが有効となる。 δ 相の形態の異なる試験片の 1050°C での破断部近傍の断面組織を Photo 3 に示す。 δ 相が伸長したものの変形は破断部のみに集中しているのに対し、均一に分布したものでは、それが広い範囲で起っており、破断部よりも内側に入った γ - δ 相境界でもボイドの発生が認められる。このことは、 δ 相の形態によって割れの伝播特性が異なり、変形能が変化すると理解できる。熱間圧延による高温側での変形能の改善は、Fig. 3 における S の低減効果の傾向と同じになり、鋳造偏析の軽減によるものであろう。

4.3 高温変形能に及ぼすデルタフェライトと S の複合効果

高温変形能に対する δ 相と S の効果を分離するため、 δ 相の有無および Ca による S の固定の有無によって、冷却過程の各温度での変形能の差を求めた。ここでは、断面減少率を対数値に変換して、その差を求めて比較した。得られた結果を Fig. 12 に示す。図中、変形能差 $-d\epsilon_p$ がプラスであるほど、変形能が向上することを意味する。S の影響がない場合の γ - δ 相境界の存在の効果は、S を固定した 17-7 PH と 310 S との差で求められ、変形能の低下は 1100°C でもっとも大きく、温度が低下するにつれてその影響はなくなる。一方、 γ 相中の S の影響は 310 S での Ca 添加材と無添加材との差で同様に求められ、温度に対する変化は、 γ - δ 相境界の効果と同じく、1100°C でもっとも影響が大きい。これらのことは、 γ 相中に δ 相が存在しても、あるいは微量の S が存在しても、1100°C 近傍での変形能を低下させるだけであり、これらの単独効果によ



- ▲ : $\Delta\epsilon_s = \epsilon_s(17-7PH, \text{ rolled \& soaked}) - \epsilon_s(17-7PH, \text{ rolled})$
 △ : $\Delta\epsilon_s = \epsilon_s(17-7PH, \text{ rolled}) - \epsilon_s(17-7PH, \text{ as CC})$
 ● : $\Delta\epsilon_s = \epsilon_s(17-7PH, S \text{ free}) - \epsilon_s(310S, S \text{ free})$
 □ : $\Delta\epsilon_s = \epsilon_s(310S, 30 \text{ ppmS}) - \epsilon_s(310S, S \text{ free})$
 ○ : $\Delta\epsilon_s = \epsilon_s(17-7PH, 28 \text{ ppmS}) - \epsilon_s(17-7PH, S \text{ free})$
 ◇ : $\Delta\epsilon_s = \epsilon_s(17-7PH, 15 \text{ ppmS}) - \epsilon_s(17-7PH, S \text{ free})$

Fig. 12 Temperature dependence of hot workability difference in steels compared with S free or delta-ferrite free steels (Hot workability difference is evaluated by the difference of log strain converted from reduction of area)

ては温度低下に伴う耳割れの理由を説明できない。

17-7 PH ステンレス鋼に対する S の効果は S 固定の有無の差で見ることができる。Fig. 12 は 90% の熱間圧延材についてのものであるが、S が 28 ppm あると 1100°C に変形能の大きな低下がある。この低下は γ 単相中でみられたものと同じ効果と考えられる。しかし、温度低下に伴った変形能の回復は認められず、800°C までほとんど同程度の影響を残したままとなっている。S が 15 ppm のものでは高温側では影響が認められないが、1000°C 以下になると 28 ppm S と同じ程度に低下する。これらの結果は、変形能の低下の低温側への拡大は δ 相が存在する場合の S によるもので、 δ 相と S の複合効果を考えると都合が良い。

Fig. 12 には熱間圧延とソーキング処理のスラブ変形能への寄与も同時に示した。圧延の効果は 1000°C 以上でのみ有効であり、圧延とソーキングによる δ 相の均一微細化は 1100~900°C の間

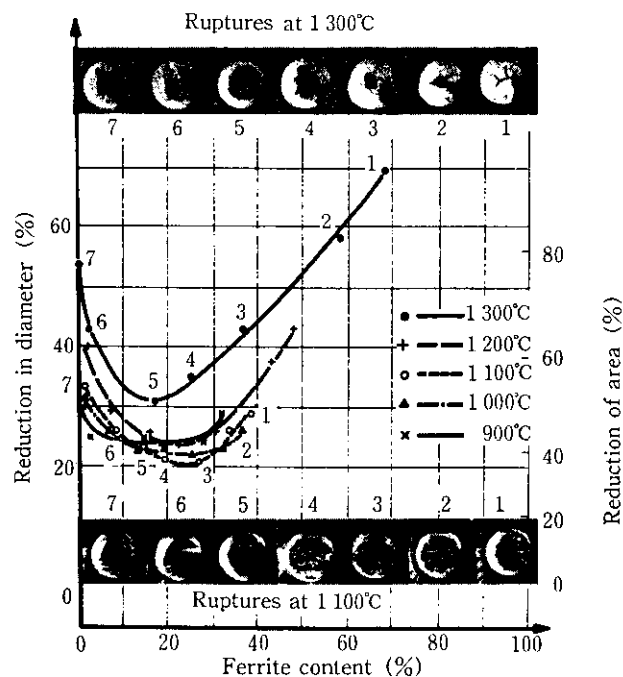


Fig. 13 Effect of delta-ferrite content on the hot workability of Fe-Cr-Ni alloys with columnar cast structure¹⁾

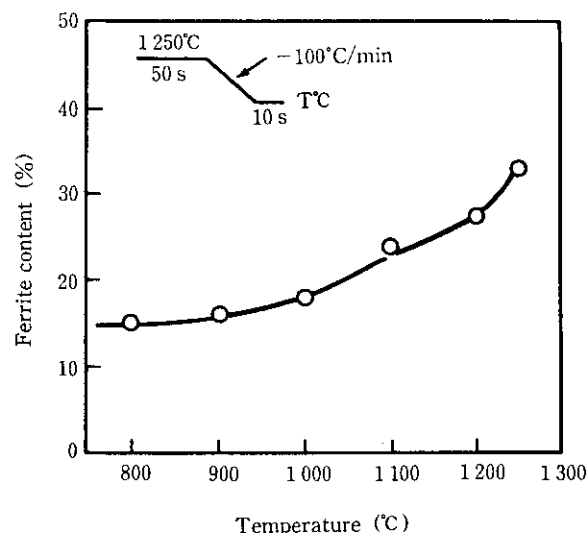


Fig. 14 Change in the amount of delta-ferrite of 17-7PH stainless steel cooled from 1250°C at a rate of $-100^\circ\text{C}/\text{min}$

で有効である。

高温変形能に対して δ は相量は、Fig. 13¹⁾ に示す如く、10~30% で極小となるような影響を与える。この図で用いられた試料の S 含有量は不明であるため、本報告でのような極低 S として Ca で固定した場合には変形能の値は全体に高いところにくるが、Fig. 3~6 の結果を考慮すると、やはり下に凸の傾向は認められる。ところで、一般に δ 相の量は高温からの冷却過程で減少する。このことは、温度変化に伴う S の挙動と δ 相の量の効果が重畳していることを意味する。17-7 PH ステンレス鋼の正確な状態図は知られていないため、高温高速引張試験と同一の熱履歴を与えて δ 相の変化を調べた。得られた結果は Fig. 14 に示すように、1250°C で約 35% あったものが 100°C/min の冷却で連続的に減少し、800°C で約 15%



Photo 4 Crack initiation at austenite/delta-ferrite phase boundary

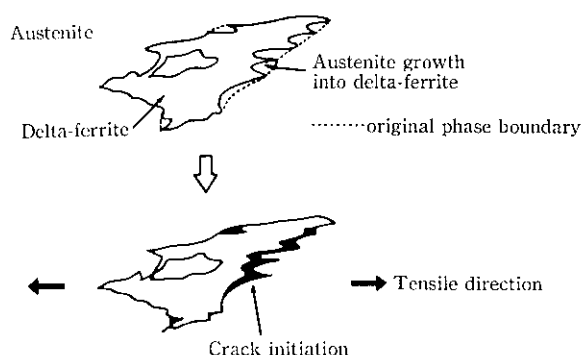


Fig. 15 Schematic representation of crack initiation

になる。すなわち Fig. 13 の傾向からみると、温度低下に従って変形能がもっとも低下する方向へと δ 相量が変化し、しかもこの図では 1200°C 以下の温度では変形能は低いまま同じ値となっている。しかし、Fig. 3 で見られたように、Ca 添加によって変形能は低温側で回復するのであるから、単に δ 相のみの変化では説明がつかない。ところで、 γ 相中に δ 相が存在する場合に、オーステナイ

ト形成元素は γ 相中に、フェライト形成元素は δ 相中に、分配濃化している。S は δ 相中に濃化していると考えられる⁵⁾が、冷却中の温度変化だけによる固溶・析出量の変化とともに、 δ 相の減少による固溶・析出量の変化も起こるものと考えられる。 δ 相の減少は S 固溶量の少ない γ 相が固溶量の大きい δ 相を蚕食する形で進むため、この部分での γ - δ 界面では、S が δ 相からはき出されて濃化していると推定される。Photo 4 は S 含有量が 28 ppm の 17-7 PH ステンレス鋼を 1050°C で引張り試験し、破断部近傍でのボイドの生成を見たものである。割れは γ - δ 界面が剥離する形で開始しており、かつ γ 相が δ 相を蚕食したと考えられる部分で起っている。このことを模式的に Fig. 15 に示した。硫化物の微細析出による説からすると、この γ - δ 界面に析出物が存在するはずであるが、電子顕微鏡観察では確認できていない。

オーステナイト系ステンレス鋼の高温変形能の低下に対して、粗大 γ 粒の粒界入り⁶⁾、 δ 相から γ 相への変態歪にもとづくボイドの発生⁷⁾、NbC などの炭化物の析出⁸⁾、あるいは P、O の影響等がその原因として挙げられている。しかし、本報告で用いた試料では S とその固定元素以外は一定のレベルのものであり、これらの考え方では変形能の変化を合理的に説明することができない。極低 S のレベルにおいても、S と δ 相の複合効果を考える方が妥当と思われる。

5 結 言

熱間圧延での耳割れが問題であるデルタフェライトを含有するオーステナイト系ステンレス鋼について、高温変形能を調べ以下の結果を得た。

- (1) 熱間変形能には S が大きな影響を与えており、S の悪影響さえ除けば、通常の熱間圧延で耳割れが生じない程度に改善される。そのためには S を 10 ppm 以下とする、あるいは極低 S としてから Ca、REM を添加して S の固定を図る必要がある。
- (2) デルタフェライトによる変形能の低下は、オーステナイト中の S による低下と同様に 1100°C を中心とした温度域で起こる。
- (3) デルタフェライトと S が共存する場合、変形能の低下は低温

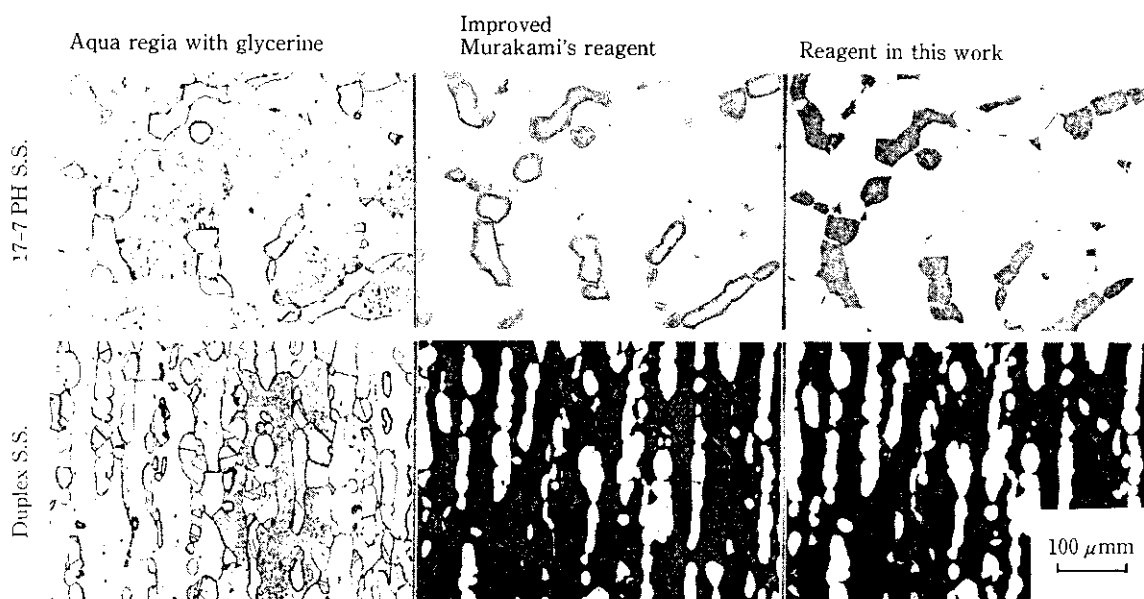


Photo A Comparison of etched structures

域まで拡大し、このことが耳割れの原因となっている。

- (4) デルタフェライトは微細均一分散している方が伸長連続分散のものよりも変形能は高く、その効果は低温域においても有効である。

6 補 遺

本実験において顕微鏡組織はピロ亜硫酸ナトリウムの腐食液を用いた。この腐食液は δ 相を黒く腐食するためQTMによる相比率の測定には簡便でかつ有効である。

液の調合は

I 液	変成アルコール	100 ml
	硝酸	25 ml
	塩酸	25 ml
II 液	蒸留水	100 ml
	ピロ亜硫酸ナトリウム ($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$)	1.5 g

I 液、II 液を等量混合し室温で 5~60 秒浸漬する。

参考までに王水・グリセリン、改良村上試薬、本試薬による顕微鏡組織の違いを Photo A に示す。

参 考 文 献

- 1) J. H. Decroix, A. M. Neveu and R. J. Castro: *Proceedings of the conference on "Deformation Under Hot Working Conditions"*, The Iron and Steel Institute, (1968), 135
- 2) 須藤 一: 「鋼の熱間加工の金属学」鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1982), 249
- 3) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979) 14, 2023
- 4) 石黒 徹: 「鋼の熱間加工の金属学」, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1982), 357
- 5) 須藤 一: 「鉄鋼の高温変形挙動」, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1979), 97
- 6) 鈴木洋夫, 山口重裕: 「鉄鋼の高温変形挙動」, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1979), 113
- 7) 斎藤 誠, 今村元昭, 伊藤幸生: 「鋼の熱間加工の金属学」, 鉄鋼基礎共同研究会高温変形部会, (1982), 274
- 8) H. Kobayashi, S. Yamaguchi and M. Endo: *Proceedings of the conference on "Hot Working and Forming Processes"*, The Metals Society, London, (1979), 133