

深海船用耐力 900 MPa 級極厚強靱鋼

技術報告

森山 康*・吉村 博文*²・加来 勝夫*³

High Toughness Steel Heavy Plate with Minimum Proof Stress of 900 MPa for Deep Submergible Vehicles

Ko MORIYAMA, Hirofumi YOSHIMURA, and Katsuo KAKU

Synopsis :

A steel intended for use as the hull materials of deep submergible vehicles has been developed. The aimed properties of the steel were minimum proof stress of 900 MPa and high toughness.

The primary research was conducted on several steels containing nickel of a range from 2.5 to 5 percent with the emphasis on mechanical properties, heat treating characteristics and weldability. The optimum chemical composition of steel having the above-mentioned properties has been determined as 0.09C-5Ni-0.5Cr-0.5Mo-0.05V with minimal impurities, especially, low sulfur content. Production heats of this steel were made. Electroslag remelting process was applied to make slabs of ultra low impurities and super cleanliness. Quenched and tempered steel plates of 65 mm thick exhibited proof stresses ranging from 931 to 960 MPa, and V-notch charpy shelf energy ranging from 172 to 209 J.

This steel plate was applied for the hull material of deep submergible vehicle ("Shinkai 2000") operating in seas of 2000 meters depth.

1. 緒 言

最近、宇宙開発と並んで、海洋開発とりわけ海底学術探査が急速に注目されはじめてきている。その開発の内容も、深海へと志向されてきており、それにともない、これに使用される調査船もしだいに深海へと潜水する必要がある、船殻も深海圧力に耐えうる高耐圧強靱なものが必要になつてきている。そのためには、船殻に使用される材料の強度を高め、使用板厚の軽減を計り、いわゆる材料の強度/重量の比を高める必要がある。

調査船は球形の船殻を有しており、この船殻に鋼材を使用した場合、耐力 (PS) が高くなればなるほど調査船は深く潜水でき、耐力 900 MPa 級の鋼材を使用すれば、計算上約 4000 m まで潜水可能で、海洋の約 50% まで探査できる¹⁾。

わが国における深海用鋼材は、耐力 450 MPa 級、620 MPa 級などが開発され²⁾、また海外では主に米国において、まず耐力 550 MPa (80 ksi) 級の HY 80 が実用化され、さらに HY 130、続いて耐力 1240 MPa 級の 18Ni マルエージ鋼および 10Ni-Cr-Mo-Co 鋼などが開発された^{3)~10)}。

このようなすう勢のなかで、著者らは、比較的低合金

鋼のもので耐力 900 MPa を有し、かつエレクトロスラッグ溶解 (ESR) 法を適用して高純度で均質性を有する極厚超高張力強靱鋼を開発した。本鋼材は、2000 m 深海調査船 "しんかい 2000" の耐圧船殻材に使用されている¹¹⁾。本報告は、その研究開発の一連の内容をまとめたものである。

2. 開発目標特性

まず強度については、耐力が従来の 620 MPa 級よりも 280 MPa も高い 900 MPa を目標値とした。靱性については、PELLINI らの考え方¹²⁾¹³⁾に基づき、シャルピー吸収エネルギー (vE_{shelf}) が 70 J 以上、落重試験での $NDT \leq 190 K$ を考慮して、190 K でのシャルピー吸収エネルギー (vE_{190}) を 70 J 以上とした。この特性は溶接熱影響部においても確保されるものでなければならない。またこの他に海水中での良好な耐食性、疲労特性も十分兼ね備えたものでなくてはならない。

一般に高張力鋼の強靱化は、Ni 鋼を基本成分鋼とし、調質によつて微細焼もどしマルテンサイト組織を利用することによつて得られている。本鋼材もこれを基本としている。また深海船の船殻は、球形であるために、極厚鋼板を球形に加工後熱処理 (焼入焼もどし) しなけ

昭和 56 年 7 月 24 日受付 (Received July 24, 1981)

* 新日本製鉄 (株) (Nippon Steel Corp.)

*² 新日本製鉄 (株) 八幡製鉄所 (現: 新日本製鉄 (株) 光製鉄所) 工博 (Yawata Works, Now Hikari Works, Nippon Steel Corp., 3434 Oaza-Shimada Hikari 743)

*³ 新日本製鉄 (株) 八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of experimental steels.

Steel type	Thickness (mm)	Chemical composition (wt. %)								
		C	Si	Mn [†]	P	S	Ni	Cr	Mo	V
2.5 Ni	50	0.10	0.24	0.58	0.008	0.006	2.60	0.47	0.38	—
3 Ni	60	0.11	0.22	0.75	0.004	0.005	3.30	0.80	0.44	0.04
4 Ni	65	0.06	0.20	0.50	0.004	0.006	4.07	0.55	0.52	0.06
5 Ni	65	0.09	0.28	0.83	0.006	0.001	5.20	0.50	0.53	0.05

ればならない。そのためには、焼入性などの熱処理特性のきわめて安定したものが必要である。また船殻は、鋼板を球体に加工したのち、その真円度確保の目的から研削されるため、板厚が厚く、偏析が少なく、また研削などによつて介在物や内部欠陥が表面に出現することなどないように、鋼材の清浄度もきわめて高いものでなければならない。

3. 実験方法

3.1 基本成分鋼の検討

供試材の検討成分範囲は、C: 0.05~0.12%, Ni: 2.5~5%, Cr: 0.4~0.8%, Mo: 0.3~0.6%, V: 0~0.06% であり、その代表供試材の化学成分例を Table 1 に示す。すなわち 2.5Ni-Cr-Mo 鋼、そしてこれよりもやや高 Ni とし Mo の他に V の析出硬化を利用した 3Ni-Cr-Mo-V 鋼、さらに低 C にして高 Ni とし強化に Mo, V の析出硬化を利用した 4Ni-Cr-Mo-V 鋼、そしてこれよりも高 Ni とした 5Ni-Cr-Mo-V 鋼の計 4 鋼種である[†]。

供試材の製造工程は次のとおりである。

100 kg 真空溶解および 1 t 電気炉溶解→100~250 kg 鋼塊に分注→1470K 加熱圧延→1220K 仕上げ (板厚 50~65 mm)→空冷した。この供試材を用いて、機械的性質におよぼす熱処理条件の影響および溶接熱影響部の靱性について調べた。

その内容は、次のようなものである。

(1) 各鋼種における強度、靱性におよぼす焼もどし温度の影響；この場合の焼入温度は 1110 K とし、焼もどし温度は 870~930 K とした。

(2) 適正鋼種について、強度、靱性におよぼす焼入れおよび焼もどし条件の影響；実用の処理を再現する目的で、焼入処理を 2 回 (Q₁ および Q₂) とした。これは、船殻をつくる場合には、鋼板を熱間加工により球体加工することによつてつくられるので、これらの熱間加工の影響をなくすために、まず Q₁ 焼入れを行い、しか

るのち、所要の特性を得るために Q₂ 焼入れを行うのである。Q₁ および Q₂ の焼入温度は、Ac₁ 変態点を考慮して、Q₁ 温度は 1120~1200 K、Q₂ 温度は 1050~1120 K の範囲で行い、おのおのの保定時間は 60 min とした。Q₁ および Q₂ 焼入冷却速度の影響については、1.0~4.0 K/s の範囲について調べた。冷却速度の調節は、噴霧冷却 (1.0~3.2 K/s) および直接水焼入れ (4.0 K/s) によつて行つた。焼もどし温度については、(1)の結果を参考にして、焼もどし温度 870 K とし、おのおのの温度における保定時間は 60~180 min の範囲で調べた。

(3) 溶接熱影響部の靱性；熱処理特性に対して適正な鋼種について、溶接熱影響部の靱性を調べるために、溶接熱サイクル再現試験を行つた。鋼材を 1620 K に加熱し、しかるのち、種々の冷却速度で冷却し、その熱影響部の靱性を調べた。

3.2 実用化試験

小型溶解鋼による基本成分鋼の検討結果より、適正成分鋼 (後述のように 5Ni 鋼) について、大型溶解による製造試験を実施した。溶解は、60 t エルーフ式電気炉によつて行い、16~18 t 鋼塊を製造した。本鋼材は、偏析が少なく均質性に富み、かつ欠陥が皆無に近い品質が要求されていることから、本鋼材の製造には、まずこの鋼塊を分塊圧延して所要の鋼片とし、これを電極とした ESR 法を適用した。しかるのち厚板圧延により 65 mm 厚板とし、さきに検討した適正熱処理条件で熱処理を行つた。

以上の供試材について、次のような材質試験を行つた。

まず引張試験は、JIS 4 号引張試験片を用いて行い、0.2% 耐力、引張強さ (TS)、伸び (El)、絞り (RA) を調べた。衝撃試験は、JIS 4 号衝撃試験片を用いて行い、100~290 K の間の種々の試験温度でシャルピー衝撃試験を行い衝撃吸収エネルギー (vE) を調べた。また大型破壊試験としては、ASTM にもとづくダイナミックティア (DT) 試験を行い、脆性遷移温度を求めた。

各種熱処理材および溶接熱サイクル再現試験材については、必要に応じて、光学顕微鏡、抽出レプリカおよび

[†] 記述簡略化のために、2.5Ni-Cr-Mo 鋼を 2.5Ni 鋼、3Ni-Cr-Mo-V 鋼を 3Ni 鋼、4Ni-Cr-Mo-V 鋼を 4Ni 鋼、5Ni-Cr-Mo-V 鋼を 5Ni 鋼と記すことがある。

薄膜法透過電子顕微鏡組織の観察，X線回折法による析出オーステナイト相の定量を行った。また，これら鋼種の一部については，フォーマスターによる連続冷却変態線図（CCT 線図）を作成した。

4. 実験結果

4.1 基本成分鋼の選定

各供試材の耐力と靱性におよぼす焼もどし温度の影響を Fig. 1 に示す。

まず耐力についてであるが，2.5Ni 鋼は低い温度（870～900 K）で焼もどししても，耐力は 700～750 MPa 程度しか得られず，目標値には到底達し得ない。3Ni 鋼は，比較的高 C であるので，耐力は高いレベルにあるが，焼もどし温度による変化が大きく，適正焼もどし温度幅

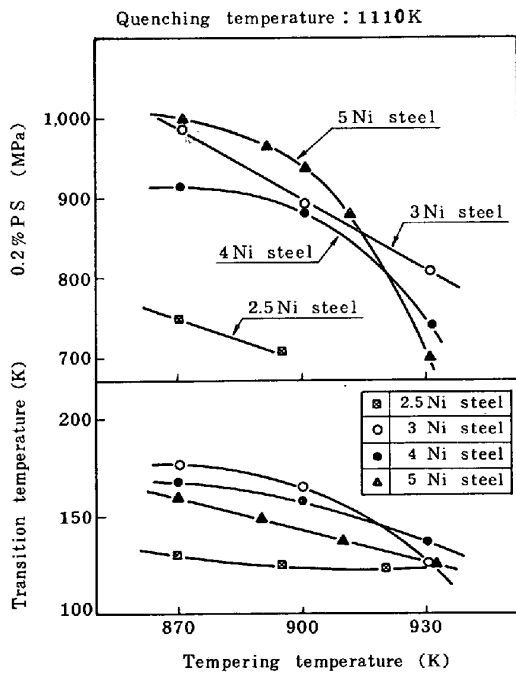


Fig. 1. Influence of tempering temperature on mechanical properties of various nickel containing steels.

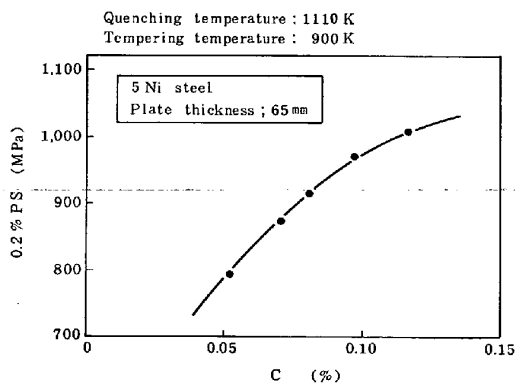


Fig. 2. Influence of carbon content on 0.2% proof stress of 5 percent nickel steel.

がせまい。したがって実用上耐力の安定性が問題となろう。4Ni 鋼は低 C であるので，例えば焼もどし温度 870 K で耐力 920 MPa が得られるが，目標値の 900 MPa に対して余裕がない。これに対して，5Ni 鋼は，焼もどし温度 870～910 K で，耐力 900～1000 MPa の安定した値が得られる。また高耐力で，かつ高靱性を示すのも 5Ni 鋼である。

耐力にもつとも顕著に作用する元素に C がある。5Ni 鋼を基本成分鋼として，耐力におよぼす C 含有量の影響を Fig. 2 に示す。これによると，適正 C 量は，0.07% 以上すなわち 0.08～0.09% である。この結果より，調質を行つて耐力 900 MPa 以上を有する基本成分鋼として，0.08～0.09% C を含有する 5Ni 鋼が選定された。

4.2 5 Ni 鋼の熱処理特性

(1) 連続冷却変態 (CCT) 線図

熱処理特性の基本を示す CCT 線図を Fig. 3 に示す。Ac₁ 点は 944 K，Ac₃ 点は 1024 K である。ただし高 Ni 鋼では，真の Ac₁ 点と見掛け上の Ac₁ 点とがあり¹⁴⁾¹⁵⁾，ここでは後者のものを示す。焼入温度 1160 K から，かなり広い範囲の冷却速度でマルテンサイトもしくはこれに一部の下部ベーナイトを含む組織が得られる。このことから 5Ni 鋼は焼入性の良好な鋼であることがわかる。

(2) 焼入条件の影響

強度，靱性におよぼす焼入温度の影響を Fig. 4 に示す。耐力は焼入温度を高くすると増加する傾向にあり，Q₁ および Q₂ 温度を 1120 K および 1050 K から，1200 K および 1120 K と高くすることにより 35～40 MPa 増加する。引張強さに対してはほぼ同様な傾向を示す。延性，靱性に対しては焼入温度はほとんど影響せず，いずれの焼入条件でも良好な結果を示して

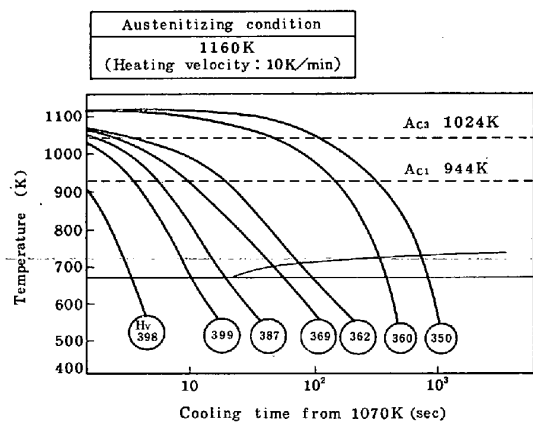


Fig. 3. Continuous cooling transformation curve of 5 percent nickel steel. Base composition: 0.09C-5Ni-0.5Cr-0.5Mo-0.05V.

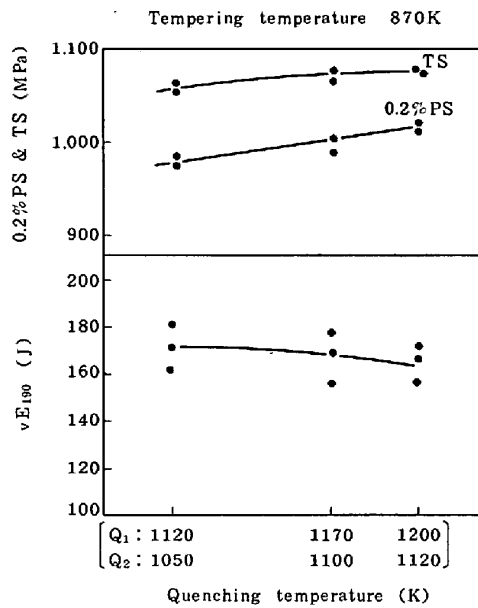


Fig. 4. Influence of quenching temperature on mechanical properties of 5 percent nickel steel.

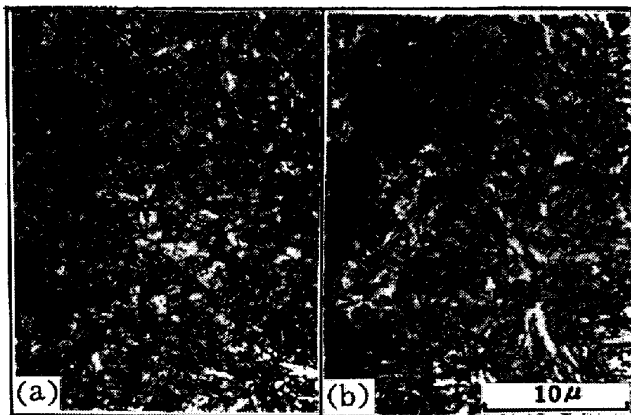


Photo. 1. Optical microstructures of 5 percent nickel steel quenched from (a) 1050 K and (b) 1120 K. Etchant: Nital, Magnification: 500.

いる。

次に、焼入温度を変化させた場合の光学顕微鏡組織(焼入れまま)を Photo. 1 に示す。これより、焼入温度が高くなるにつれて、旧オーステナイト粒径が大きくなり、これにともないやや粗大化した針状マルテンサイトが見られる。

Q_1 および Q_2 温度をおのおの 1120 K および 1050 K としたときの強度靱性におよぼす焼入冷却速度の影響を Fig. 5 に示す。これより、耐力において、冷却速度の影響が顕著にあらわれる。すなわち耐力の目標値 960 MPa を満足するには、焼入冷却速度を少なくとも 2 K/s 以上にしなければならない。例えば水焼入れした場合には 4 K/s が得られるが、この場合で十分な特性が得られる。引張強さに対しては、耐力の場合と同じよう

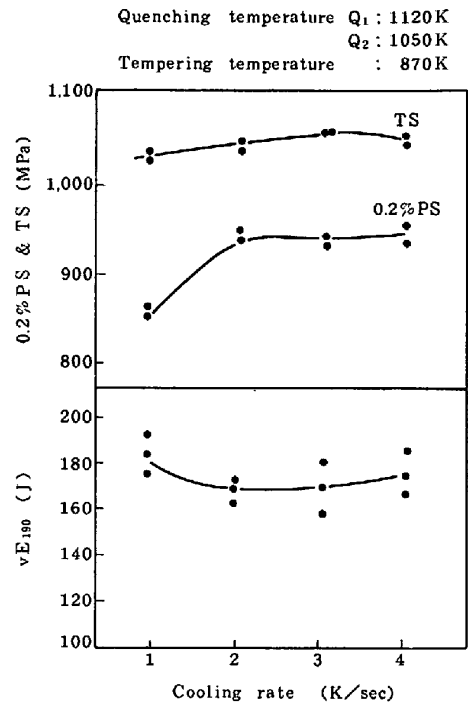


Fig. 5. Influence of cooling rate of quenching on mechanical properties of 5 percent nickel steel.

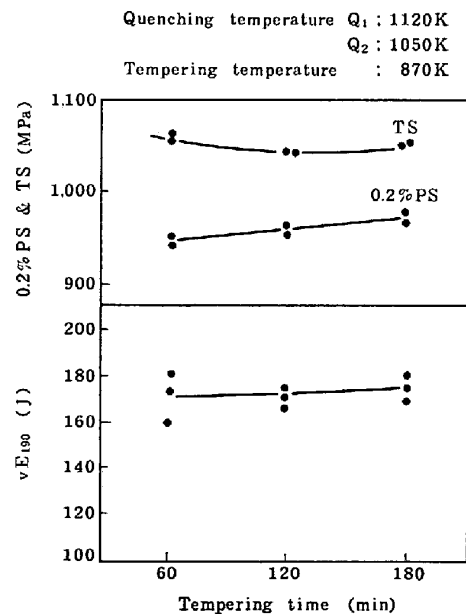


Fig. 6. Influence of tempering time on mechanical properties of 5 percent nickel steel.

な傾向を示すが、それほど顕著ではない。

(3) 焼もどし条件の影響

4.1 の項で述べたように、5Ni 鋼は、焼もどし温度が 870~910 K の範囲で、耐力 900 MPa 以上が安定して得られる。そこで焼もどし温度を 870 K としたときの強度、靱性におよぼす焼もどし保時間の影響を調べた。その結果を Fig. 6 に示す。これより明らかなように、

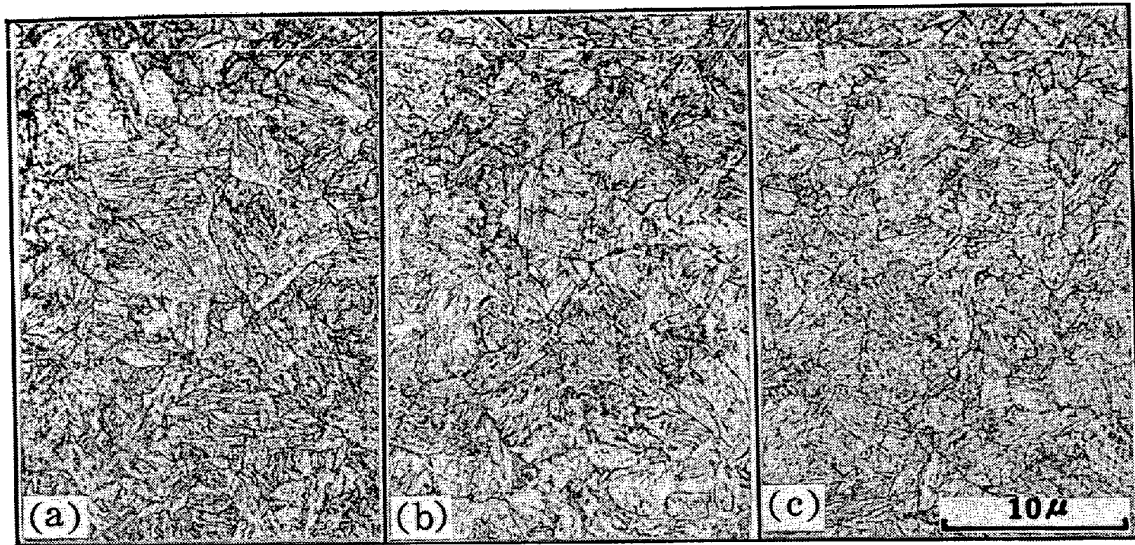


Photo. 2. Optical microstructures of 5 percent nickel steel tempered at (a) 870 K, (b) 900 K and (c) 930 K. Etchant: Nital. Magnification: 500.

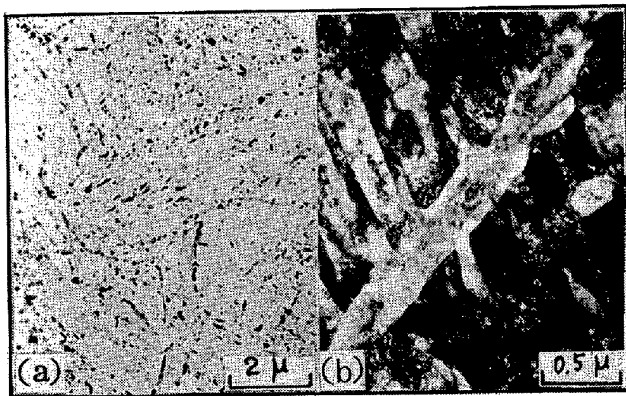


Photo. 3. Electron Microstructures of 5 percent nickel steel tempered at 890 K. Observation method are (a) replica (×5000) and (b) thin foil transmission (×20000).

強度、靱性ともに、焼もどし保定期間の影響は、ほとんど認められない。

5Ni 鋼が、靱性の両面において、安定して良好な特性が得られる原因を調べるために、焼入温度を 1110 K、としたときの焼もどし温度にともなう光学顕微鏡組織の変化を観察した。その結果を Photo. 2 に示す。

焼もどし温度 870~900 K では、低 C 系焼もどしマルテンサイト組織を示し、細粒かつ適正な焼もどし組織を示しているが、これ以上 930 K になると、結晶粒が粗大化してくる傾向が見られる。これは、前述の焼もどし温度による耐力変化で示したように、930 K になると耐力が著しく低下してくる現象とよく対応している。

焼もどし温度 900 K の場合のレプリカおよび薄膜透過電子顕微鏡組織を Photo. 3 に示す。

レプリカ組織で明らかなように、焼もどしマルテンサ

Table 2. Amount of precipitated austenite in tempered 5 and 4 percent nickel steels.

Steel	Precipitated austenite (%)		
	Tempering temperature (K)		
	870	890	900
5 Ni steel	3	3	4
4 Ni steel	0	—	1

イト内に微細に分散析出した炭化物が認められ、また透過組織では、針状もしくはマッシュパな焼もどしマルテンサイトに微細に分散析出した炭化物が認められる。

一般に高 Ni 鋼では、焼もどしによるオーステナイトの析出が、靱性向上に有効であることが報告されている¹⁴⁾¹⁵⁾。このことを追究するために、5Ni 鋼さらに比較のために 4Ni 鋼の焼入温度を 1110 K とし、焼もどし温度 870, 890 および 900 K の各温度におけるオーステナイト相の析出量を調べた。その結果を Table 2 に示す。これによると、析出オーステナイトの量は、5Ni 鋼では、焼もどし温度 870~900 K で 3~4% 確認された。比較のための 4Ni 鋼については、900 K で約 1% が確認された。

4.3 5 Ni 鋼の溶接熱サイクル再現熱影響部の靱性

5Ni 鋼の溶接熱サイクル再現試験において、最高加熱温度 1620 K により各種冷却時間を変えて冷却した場合の靱性変化を Fig. 7 に示す。その結果、冷却時間が長くなるにつれて靱性は低下の傾向を示すが、その程度は少ない。広い冷却時間で vE_{190} は少なくとも 100 J 以上あり、良好な靱性を有している。

4.4 5 Ni 鋼の実用規模による製造試験

以上のように、目標特性に対して適正と思われる 5Ni

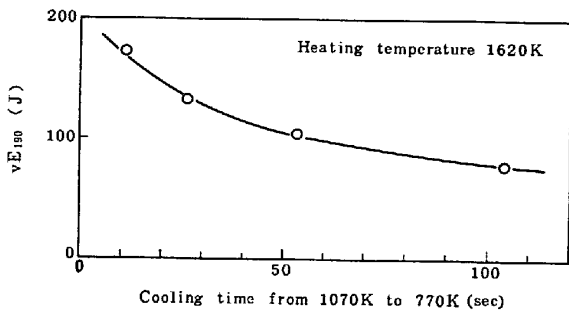


Fig. 7. V-notch Charpy impact energy at 190 K of 5 percent nickel steel cooled from 1620 K for various cooling rate simulating thermal cycle of welding.

Table 3. Chemical composition of slab produced by ESR process (%).

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.99	0.27	0.79	0.005	0.001	5.05	0.50	0.53	0.08

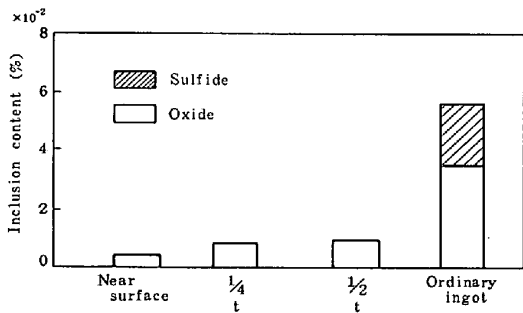


Fig. 8. Amount of inclusions in the through thickness direction of ESR slab. Base composition: 0.09C-5Ni-0.5Cr-0.5Mo-0.05V. t: slab thickness

Table 4. Mechanical properties of plate products.

Direction	Plate thickness 65mm					
	Tensile properties				Impact properties	
	0.2% P S (MPa)	T S (MPa)	EI (%)	RA (%)	vE ₁₉₀ (J)	Transition temperature of DT Test (K)
L	931	1 009	22	69	209	—
T	960	1 029	23	67	202	180
Z	—	990	22	67	172	—

* L : Longitudinal to rolling direction
T : Transverse to rolling direction
Z : Plate thickness direction

鋼 (0.09C-5Ni-0.6Cr-0.5Mo-0.05V 鋼) について、不純物とくに S レベルを低くすることとして、実用規模による大型溶解製造試験を実施し、その材質を確認した。

ESR 法によつて製造された鋳片の成分分析値を Table 3 に示す。またこのときの介在物分析値を、従来の電気炉溶製法のみによる場合と比較して示すと Fig. 8 のようになる。これより、ESR 法によると、従来の電気炉溶製法のものに比べ、介在物は約 5 分の 1 であ

り、しかも硫化物系介在物はほとんど確認されない。この鋳片は、熱間圧延により 65 mm の厚板に圧延され、その後熱処理された。熱処理条件は、焼入温度は、 Q_1 が 1 120 K、 Q_2 が 1 050 K、焼もどし温度は 870 K であつた。熱処理後の鋼板の機械的性質を Table 4 に示す。板厚方向での特性も良好で異方性も少なく、強度、靱性ともに目標値を満足している。また破壊靱性面からダイナミックティア (DT) 試験において確認された遷移温度も 180 K を示した。この他溶接性、耐食性および疲労特性も良好な結果が得られている¹⁶⁾¹⁷⁾。

5. 考 察

一般に高張力鋼の強化は、調質による微細焼もどしマルテンサイトを利用したものが多く、本鋼材も同じようにこの組織を地としさらに析出硬化を利用したものである (Photo. 3)。しかも板厚は 65 mm という極厚鋼板であるために、高 Ni 系にすることにより焼入性を向上させている (Fig. 3)。

強靱化に対しては、Ni 鋼の微細焼もどしマルテンサイト地の他に、焼もどしによる微細なオーステナイトの析出も注目すべき要因の一つである。フェライト地に微細なオーステナイトが分散析出していることは、破壊の発生および伝播防止に対して、きわめて有利に働いていると考えられる。強靱化には、不純物、介在物を軽減することも有効である。特に vE_{shelf} を向上させるには、P もさることながら、S を低減することが有効である⁶⁾。この点 ESR 法を適用したことは、強靱化に対して、きわめて有効な方法であつた。また S の低減は、溶接割れ感受性を下げるのにも有効である¹⁸⁾¹⁹⁾。船殻は極めて精度の高い真円度が要求されるため、球体に加工された鋼板は研削される。これによつて、介在物や内部欠陥が表面に出るようなことがあつてはならない。そのため、鋼材の清浄度も極めて高くかつ内部欠陥も皆無に近いものにしなくてはならない。この点から、本鋼材製造において、ESR 法を適用したことは、本鋼材の実用化を成功させた、大きな技術的ポイントである。

6. ま と め

深海船用船殻材として、耐力 900 MPa 級超高張力強靱鋼の開発を目的に、Ni2.5~5% の各種成分鋼について熱処理特性およびこれにもなる機械的性質について調べた。その結果、適正成分鋼として 5Ni 鋼 (0.09C-5Ni-0.6Cr-0.5Mo-0.05V 鋼) が選定され、実用規模でエレクトロスラグ溶製法による確性試験を行った。

適正熱処理条件は、2 回焼入れ焼もどしで、最初の焼

入温度は 1 120~1 200 K, 2 回目の焼入温度は 1 050~1 120 K, おのおのの焼入冷却速度は 2 K/s 以上が必要である。焼もどし温度は 870~900 K であつた。この条件で製造された板厚 65 mm の鋼板は, 耐力 900 MPa 以上で異方性も少なく, また破壊靱性の点においても, ダイナミックティア試験における遷移温度が 180 K を示すなど, きわめて高品質のものが得られた。

最後に, 本研究を実施するにあたり, 御協力をいただいた三菱重工(株)神戸造船所の関係各位に, 深く感謝の意を表します。

文 献

- 1) K. HOM: Ocean Engineering, 1 (1969), p. 315
- 2) K. TERAII, S. KURODA, and S. YAMADA: Trans. JWS, 3 (1972) 1, p. 106
- 3) A. M. RATHBONE: Blast Furnace and Steel Plant, July (1968), p. 575
- 4) E. T. WESSEL and L. E. HAYS: Weld J., 43 (1964) 5, 215 S
- 5) G. E. GROTHE: Weld. J., 43 (1964) 6, 265 S
- 6) S. J. MANGANELLO, D. S. DOBHOWSKI, L. F. PORTER, and J. H. GROSS: Weld. J., 43 (1964) 11, 514 S
- 7) A. M. RATHBONE, L. P. CONNOR, and J. H. GROSS: Weld. J., 43 (1964) 12, 551 S
- 8) S. T. ROLFE, R. P. HAAK, and J. H. GROSS: Weld. J., 44 (1965) 1, 40 S
- 9) L. P. CONNER, A. M. RATHBONE, and J. H. GROSS: Weld. J., 47 (1967) 7, 309 S
- 10) J. H. GROSS and R. D. STOUT: Ocean Engineering, 1 (1969), p. 395
- 11) 森山 康, 吉村博文, 加来勝夫: 日本金属学会報, 19 (1980) 5, p. 375
- 12) W. S. PELLINI, L. E. STEELE, and J. R. HAMTHONNE: NRL Report, 5780 (1962 4. 17)
- 13) W. S. PELLINI and P. P. PUZAK: NRL Report, 5892 (1962.12.5)
- 14) G. R. BROPHY and A. J. MILLER: Trans. ASM, 41 (1949), p. 1185
- 15) 矢野靖之助, 桜井 浩, 三村 宏, 脇田信雄, 小沢 勉, 青木宏一: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 732
- 16) 下山仁一, 高野元太, 広瀬 衛, 豊原 力, 森鼻英征, 淵上勝人: 三菱重工技報, 15 (1978) 6, p. 727
- 17) 下山仁一, 佐藤正信, 山内崇賢, 広瀬 衛, 淵上勝人: 三菱重工技報, 16 (1979) 5, p. 611
- 18) 益本 功, 今井兼敬: 溶接学会誌, 39 (1970) 6, p. 565
- 19) H. KIHARA and F. MATSUDA: Trans. JWS, 2 (1973) 2, p. 83

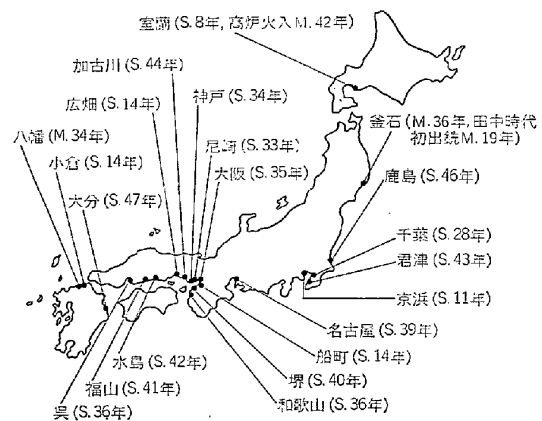
コ ラ ム

我が国製鉄所の分布

欧米, とくに欧州の鉄鋼関係者は, 日本の製鉄所を視察する場合“日本を南北に縦断する”という言葉をよく使う。図は日本の鉄鋼一貫製鉄所の分布で, 外人が指摘するように, 製鉄所がもの見事に銀座の専門店よろしく南北に縦1列に新幹線に沿って分布していることがよくわかる。この点, 谷間に分布する欧州のそれとは趣を異にしている。

さて, 専門店の常として, 我々はともすれば常に目を外に向けている。すなわち外国の状況についてはよく情報も把握し, かつ勉強もするが, 自国のこのように見事に並んだ各製鉄所が持つ特長を考えるとあまりなく, 工場内レイアウトを参考にする程度が実情ではないだろうか。いずれにしても日本の鉄鋼関係者は, その工場が海に臨んで海外に門戸を開けているためか製鉄所ごとに外国技術の導入と輸出をおこなっているのが現状ではないだろうか, もつと自国の隣の専門店の技術により注意を向けて我が国特有の技術を育てることが, 今後の我々の課題ではなからうか。

((株)神戸製鋼所中央研究所 森 隆資)



わが国の鉄鋼一貫製鉄所の立地

鉄鋼界報 (昭和56年12月1日)