

特殊鑄鋼の研究 (XII)

(特殊鑄鋼の焼入, 焼戻性)

(昭和 26 年 4 月本會講演大會にて講演)

三ヶ島 秀 雄*

RESEARCHES ON THE SPECIAL CAST STEEL (XII)

ON THE QUENCH-HARDENING AND TEMPERING PROPERTIES
OF SPECIAL CAST STEELS*Hideo Mikashima, Dr. Eng.*

Synopsis: The author studied on the relationship with the quench-hardening and grain size of some special cast steels which were made to add Ni, Mn, Cr, Al, Al alloys and Ca-Si in Cr-Mo cast steels. It was found that the larger the grain size was the more remarkable the quench-hardening effect become. Further the quench-hardening effect was affected by the irreversibility of steels such as element Ni, Mn, Cr, which made decreased the transformation point of steel. It was presumed that the low carbon steel rapidly increased in quench-hardening with the addition of Ni. If the C content was large, however, the hardenability was not so marked as that of the low C steels. On the other hand, the addition of Mn and Cr had a pronounced effect than Ni.

The author also investigated the relationship of such alloy steels with nonmetallic inclusions and quench-hardening. Though the quench-hardening increased with increase of Ni, Mn or Cr content, the number of inclusions was rather small and the size of it became larger. The number of inclusions increased with the addition of Fe-Si or Ca-Si, while the size of it became finer.

The impact resistance decreased considerably with elevation of tempering temperature, and reached a minimum value at 300°~400°C (that is a first temper brittleness), while it markedly increased as tempering temperature were more elevated. In the present report the author also investigated the effect of various elements on the temper-brittleness of Cr-Mo or Cr-Mn-Si cast steels.

I. 緒 言

著者は前回報告迄に特殊鑄鋼の鑄造組織, 結晶粒度並びに調質鋼の機械的性質等に就て述べたが, 或種の鑄鋼に於ては極めて焼入硬化能が大であるにも拘らず, 他の鑄鋼では焼が餘りよく入らない等焼入硬化能は化学成分或は焼入時に於けるオーステナイト粒子に支配されることを確めた。この様に焼入時に於ける鑄鋼の硬度は結晶粒度と密接な関係があるものと考えられるので, 焼入硬化能と結晶粒度との関係に就て改めて系統的に研究を進めて見た。又鑄鋼に Ni, Mn, Cr の様な不可逆性の大きな元素を添加すれば, 變態点を降下するため焼入性を改善し質量効果を減ずるので, 之等不可逆性元素の焼

入硬化性に及ぼす影響をも検討した。一般に細粒鋼は粗粒鋼より焼が入り難く, 焼入深度も浅いが, 結晶粒度は又靱性とも関係が深い。尙細粒鋼は靱性が大であると云われているが, 結晶粒度の微細なものが必ずしも衝撃値が大ではない。例えば Al, Ti 等の添加は鋼の結晶粒を著しく微細にするが靱性は却て悪化する。これは結晶粒内又は境界に析出する微粒子の介在物の特性に依る事も大であると考えられるので, 介在物の状態が焼入性に如何なる影響を及ぼすかをも試験した。尙鑄鋼の焼戻時に現われる第一焼戻脆性に就て調査を進めこれら特殊鑄鋼の焼戻本性に就ても検討を試みた。本報告は以上の結果

* 九州工業大學金屬工學教室, 教授, 工學博士

の大要に就てのべたものである。

II. 実験方法

試料は前報告同様厚肉部 45×50mm, 薄肉部 17×60mm の押湯付L型試料 (重量 2.6kg) を作り, 之を衝撃試験片に仕上げ真空中で $Ac_1+50^{\circ}C$ に 20 分加熱油焼入して硬度を測定した. 又焼戻処理は上記の焼入試料を $180^{\circ}\sim 700^{\circ}C$ に各 1 時間焼戻しその硬度並びに衝撃値を測定した. 尙結晶粒度は第 7 報に述べたと同様木炭 60 部, 炭酸バリウム 40 部の滲炭剤と共に滲炭函中に充填密閉し, 之を $925^{\circ}C$ で 6 時間加熱滲炭する學振法を採用した. 又介在物の調査には試片を再焼入後研磨し, 100 倍に擴大して 80mm の視野に現われる介在物の状態を學振法に依て判定した.

III. 実験結果

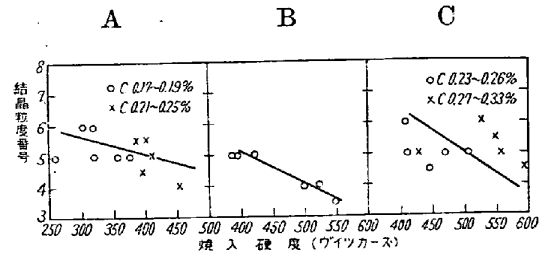
A. 特殊鑄鋼の焼入性

1) 焼入硬化性と結晶粒度との關係

第 1 表は Ni-Cr-Mo, Cr-Mo-Mn 及び Ni-Cr-Mo-Mn 鑄鋼について結晶粒度と焼入硬度との關係を調査した試料の成分及び試験結果を示す. この結果は不規則であるが, 大體結晶粒度の小さいもの程焼入硬化能が少く粒度の増大と共に硬化能が大となる.

第 1 表

鋼種	番號	化 學 成 分 %								結晶粒 度番號	焼入硬度 V. H. N	介在物 B	
		C	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	P	S				
(I)	154	0.14	1.07	0.95	0.25	0.61	0.61	0.007	0.025	5	249		
	179	0.12	1.66	0.90	"	0.50	0.41	0.014	0.021	6	260		
	156	0.12	2.08	0.96	"	0.53	0.62	0.009	0.020	5	285		
	181	0.14	2.67	0.88	"	0.51	0.62	0.006	0.015	6	351		
	Ni	153	0.17	0.69	1.05	0.25	0.60	0.66	0.007	0.021	5	259	
	Cr	175	0.17	1.16	0.95	"	0.51	0.62	0.012	0.015	6	319	
		176	0.17	1.58	1.0	"	0.51	0.62	0.007	0.009	5	302	
		177	0.17	2.04	0.88	"	0.63	0.57	0.014	0.019	5	322	
		178	0.17	2.59	0.95	"	0.51	0.59	0.005	0.008	5	357	
	Mo	157	0.19	3.08	0.95	"	0.61	0.56	0.009	1.011	5	376	
		鑄鋼	172	0.24	0.56	1.06	0.25	0.59	0.005	0.008	5.5	386	
	鑄鋼	171	0.21	1.17	1.25	"	0.62	0.62	0.004	0.013	5.5	401	
		169	0.24	1.61	1.24	"	0.56	0.56	0.010	0.019	4	452	
		163	0.25	2.01	1.06	"	0.61	0.61	0.004	0.014	5	412	
		170	0.22	2.26	1.28	"	0.60	0.61	0.010	0.010	4.5	396	
		168	0.22	3.11	1.12	"	0.66	0.67	0.005	0.012	5	396	
(II)	Cr	322	0.27	—	1.23	0.25	0.48	0.25	0.008	0.017	5	386	9.7, 7 μ
	Cr	323	0.30	—	1.20	"	0.77	0.25	—	—	5	398	7.5, 6 μ
		319	0.28	—	1.16	"	1.00	0.24	0.008	0.015	5	423	8.8, 6 μ
	Mo	320	0.27	—	1.20	"	1.34	0.24	0.010	0.020	5	446	9.7, 9 μ
		314	0.29	—	1.23	"	1.62	0.25	0.010	0.013	4	475	13.3, 8 μ
	Mn	315	0.29	—	1.24	"	1.81	0.24	0.010	0.015	3.5	574	7.5, 7 μ
		316	0.33	—	1.27	"	2.03	0.26	0.010	0.016	4	546	8.8, 6 μ



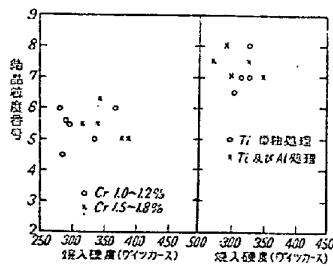
(A) Ni-Cr-Mo 鑄鋼
(B) Cr-Mo-Mn 鑄鋼
(C) Ni-Cr-Mn 鑄鋼
第 1 圖

第 1 圖 (A)~(C) は結晶粒度—焼入硬度の關係を示す. これに依れば Ni-Cr-Mo 鑄鋼 (A) 及び Cr-Mo-Mn 鑄鋼 (B) は細粒鋼程焼入硬化能が少く, 粗粒鋼程大なる値を示している. 而して (A) より (B) が結晶粒度, 焼入硬化能共に大なる値を示す. 然るに (C) では試験値がばらつき正確な判断をなし得ないが, 大體 (A), (B) と同様の傾向を示している. 尙第 2 表は Cr-Mn-Si 鑄鋼に V 及び Ti を添加した試料の成分, 結晶粒度並びに焼入硬度を示したもので, その結晶粒度と焼入硬化能との關係は第 2 圖 (A), (B) に示す様に之等の鑄鋼では結晶粒度と硬化度との關係が明かでない. 即ち V を添加した (A) に於ては Ti を添加した (B) より焼入硬度は稍大であるが結晶粒度は著しく粗大である.

(III)	151	0.24	2.11	1.40	0.40	0.70	0.25	0.006	0.013	5	412	4.9, 10.8 μ
Ni	152	0.23	2.08	1.39	"	0.97	0.35	0.006	0.020	4.5	444	6, 9 μ
	147	0.25	2.31	1.59	"	1.27	0.34	0.004	0.020	5	472	4.3, 10.5 μ
Cr	115	0.26	2.00	1.61	"	1.81	0.25	0.007	0.018	5	506	5, 10.8 μ
	160	0.27	2.21	1.73	0.40	0.75	0.27	0.009	0.015	6	407	7.3, 12.4 μ
Mo	161	0.28	2.23	1.75	"	1.01	0.25	0.012	0.019	5	429	5.1, 9.6 μ
	150	0.28	2.15	1.51	"	1.21	0.37	0.005		6	526	5, 10.4 μ
Mn	107	0.33	1.94	1.77	"	1.53	0.31	0.008		5.5	550	3.8, 12.4 μ
	149	0.29	2.18	1.39	"	1.72	0.28	0.006	0.011	5	557	4.2, 11.3 μ
鑄鋼	148	0.33	2.12	1.49	"	1.86	0.37	0.004		4.5	595	4, 9.7 μ

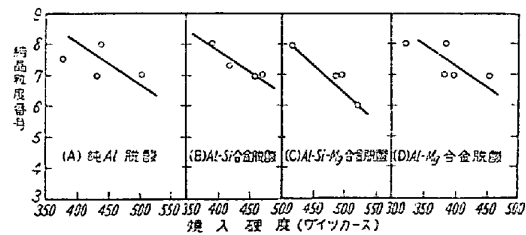
第 2 表

鋼種	類別	番 號	化 學 成 分 %								結晶粒 度番號	燒 入 硬 度 V.H.N.
			C	Cr	Mn	Si	V	Ti	P	S		
Cr — Mn — Si — V 鑄 鋼	(I) Cr 1.0%	525	0.23	1.12	1.01	0.72	0	—	0.006	0.019	5	336
		526	0.20	1.09	0.96	0.86	0.05	—	0.006	0.017	5.6	290
		527	0.20	1.14	0.93	0.81	0.10	—	0.009	0.012	5	285
		528	0.22	1.08	0.91	0.76	0.15	—	0.005	0.015	5.5	299
		539	0.23	1.00	0.94	0.73	0.20	—	0.004	0.013	6.5	366
	(II) Cr 1.5%	530	0.23	1.15	0.91	0.77	0.25	—	0.007	0.011	6.5	281
		519	0.23	1.80	1.01	0.79	0	—	0.006	0.007	5	389
		533	0.23	1.77	0.90	0.69	0.05	—			5	376
		521	0.23	1.74	0.99	0.76	0.11	—	0.007	0.011	5.5	341
		522	0.19	1.74	0.93	0.78	0.15	—			5.5	322
Cr — Mn — Si — Ti 鑄 鋼	(I) Al無 脱酸	613	0.19	1.00	0.91	0.84	—	0.05			6.5	307
		603	0.19	1.16	0.98	0.98	—	0.10			7	317
		604	0.21	1.16	0.98	0.87	—	0.15			7	329
		606	0.19	1.12	1.07	0.98	—	0.25			8	326
	(II) Al 0.1% 脱酸	607	0.21	1.12	1.03	0.85	—	0.025			7.5	328
		615	0.18	1.01	0.92	0.96	—	0.05			7	300
		616	0.25	1.01	0.91	0.94	—	0.10			7	351
		610	0.20	1.16	0.96	0.94	—	0.15			7.5	272
		611	0.25	1.11	1.00	0.93	—	0.20			8	293



A B
(A) Cr-Mn-Si-V 鑄鋼
(B) Cr-Mn-Si-Ti 鑄鋼

第 2 圖



第 3 圖

又第 3 表は Cr-Mo 鑄鋼に純 Al, Al-Si (70:30), Al-Si-Mg (60:20:20), Al-Mg (70:30) 合金を脱酸剤として添加した鑄鋼の成分及び結晶粒度並びに焼入硬度を示したもので、その結晶粒度と硬度との關係は第 3 圖 (A)~(D) に示す通りである。之等の結果に依れば同様に細粒鋼は焼入硬化度が不充分で粗粒鋼は硬化度が

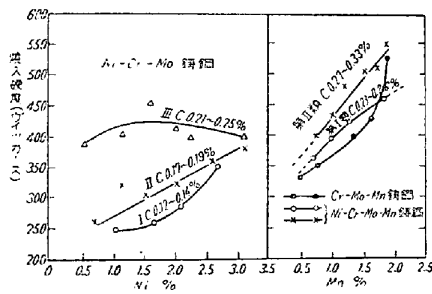
である。

2) 不可逆性と焼入硬化性との關係

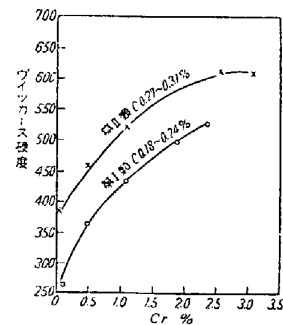
一般に鋼に Ni, Cr, Mn 等を添加すれば鋼の變態速度を著しく遅延するため、加熱に現われる A₃ 變態點と冷却のそれと温度の喰い違いが生じ、之を不可逆性と呼んでいる。著者は之等の不可逆性元素を鑄鋼に添加して焼入性に及ぼす影響を試験して見た。第 4 圖 (A) は第 1 表 (I) に示した成分の Ni-Cr-Mo 鑄鋼の Ni 添加量と焼入硬度との關係を示す。之に依れば C の低い第 I 類

第 3 表

Al 合金 脱酸劑 の種類	番 號	化 學 成 分 %					結晶粒度 番 號	焼入硬度 V.H.N.	介在物 B
		C	Cr	Mo	Mn	合金中のAl			
第 I 類 純 Al	220	0.34	0.87	0.25	0.80	0.05	7	437	5, 12 μ
	221	0.29	1.30	//	0.64	0.10	7	505	3.5, 9 μ
	222	0.33	1.39	//	0.77	0.20	8	448	3, 6 μ
	223	0.38	1.33	//	0.76	0.30	4(60%) 8(40%)	447	4, 6 μ
	224C	0.32	1.0	//	0.6	0.50	7.5	378	4, 12 μ
第 II 類 Al-Si (70:30)	225B	0.24	1.0	0.25	0.6	0.10	8	391	4, 9 μ
	225C	0.36	//	//	//	0.10	7	470	
	226M	0.35	//	//	//	0.37	7.3	420	4, 9 μ
	227	0.36	//	//	//	0.50	7	459	5, 12 μ
第 III 類 Al-Si-Mg (60:20:20)	228	0.36	1.0	0.25	0.6	0.10	6	469	4, 12 μ
	229	0.37	//	//	//	0.25	7	447	5, 12 μ
	230CC	0.34	//	//	//	0.50	7	435	
	230	0.31	//	//	//	0.50	8	414	5, 12 μ
第 IV 類 Ag-Mg (70:30)	231CC	0.23	1.0	0.25	0.6	0.10	8	321	4.5, 15 μ
	232	0.35	//	//	//	0.25	7	452	5, 12 μ
	233B	0.26	//	//	//	0.50	7	382	5, 12 μ
	233CC	0.34	//	//	//	0.50	7	397	



(A) (B)
第 4 圖



第 5 圖

(C 0.12~0.14%), 第 II 類 (C 0.17~0.19%) では Ni 添加と共に焼入硬度を著しく増加するが, 第 III 類 (C 0.21~0.25%) では Ni 1.5% 附近迄は焼入硬度を増加するが, それ以上では寧ろ減少の傾向を示す. 又第 4 圖(B) は第 1 表 (II) 及び (III) の様な成分の Cr-Mo 鑄鋼及び Ni-Cr-Mo 鑄鋼に Mn 0.5~2% を添加した試料の Mn 添加量と焼入硬度との関係を示したものである. 之に依れば何れも Mn 添加と共に焼入硬度能を著しく増大する. 特に Ni, Mn, Cr の共存する Ni-Cr-Mo-Mn 鑄鋼は Cr-Mo-Mn 鑄鋼より焼入性が大である. その傾向は C の低い第 I 類 (C 0.23~0.26%) より C の高い第 II 類 (C 0.27~0.33%) が焼入硬化性が大である.

第 4 表は Mn-Si 鑄鋼に Cr 0~3% を添加した試料の成分及び焼入硬度を示すもので, その Cr 添加量に依る焼入硬化性は第 5 圖の通りである. 之に依れば第 I 類第 II 類共に Cr 添加に依り焼入硬化性は著しく増加す

る.

3) 介在物と焼入硬化性との関係

各種特殊鑄鋼に就て介在物と焼入硬化性との関係を調査した. 介在物の判定は學振法に準據した. 介在物番號 1~5 は夫々 1, 2, 4, 8 及び 16 の比に相當する分布を有するから, これにその對應する視野數を乗じ, その和を視野數總計を以て除し平均比分布を求めて之を清淨度とした. 又介在物の平均厚 μ を求めて介在物の状態を表示した.

第 1 表 (II) 及び (III) には Cr-Mo 及び Ni-Cr-Mn 鑄鋼に Mn を添加した場合の介在物の變化状態をも示した. 之に依れば Cr-Mo-Mn 鑄鋼 (II) では Mn 添加と共に焼入硬化性は増加するが, 介在物は Mn 添加に依る影響が格別認められず, 大體 7.5~10 程度の清淨度及び 6~9 μ 程度の厚みを示している. 然るに Ni-Cr-Mo-Mn 鑄鋼 (II) では Cr-Mo-Mn 鑄鋼 (II)

第 4 表

類別	番 號	化 學 成 分 %						焼入硬度
		C	Cr	Mn	Si	P	S	
第 I 類 C 0.22~0.25%	554	0.22	0.08	0.97	0.72	0.007	0.020	266
	565	0.24	0.57	1.05	0.81	0.006	0.011	364
	561	0.23	1.06	1.0	0.73			433
	563	0.20	1.88	0.82	0.7	0.006	0.009	499
	564	0.22	2.34	0.94	0.82	0.004	0.013	527
第 II 類 C 0.27~0.31%	551	0.30	0.07	1.03	0.73	0.005	0.011	383
	555	0.27	0.48	1.06	0.78	0.006	0.007	457
	507	0.31	1.10	0.94	0.82	0.008	0.008	479
	556	0.30	1.53	1.11	0.76	0.009	0.011	521
	557	0.30	2.03	1.04	0.72	0.006	0.009	605
	553	0.27	2.55					611
	558	0.30	3.04	1.04	0.74	0.009	0.015	610

より焼入硬度は増加するが、清浄度は小となり厚みを増加する傾向を示す。又 Cr-Mo 鑄鋼に Al 及び Al 合金を添加したものは、第 3 表に示す様に第 I 表の (Ⅱ) 及び (Ⅲ) より焼入硬化能を減じ且清浄度も小となり厚みは稍大となる傾向を示す。

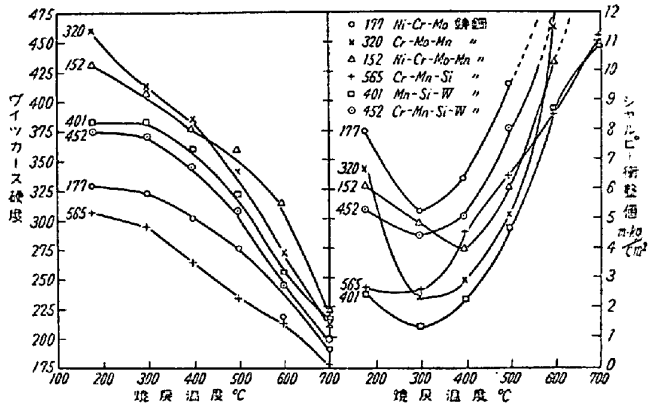
又 Cr-Mo 鑄鋼を Fe-Si 及び Ca-Si で脱酸したものの、焼入硬度及び介在物の状態は第 5 表に示す様に、焼入硬度は Si の増加と共に増加するが、介在物は Si 量に依る差異が餘り現われず、全體的に Fe-Si, Ca-Si 何れの場合にも清浄度が大きして厚さが稍小である。即ち介在物の数は多くその大きさは比較的小さい。

これらの結果から判断すれば焼入硬化性を増大する Ni, Cr, Mn 等の添加は介在物の数を少くし大きさは大とする。又 Al 及び Al 合金で脱酸したものは更に介在物の数が少くなる。然るに Fe-Si, Ca-Si で脱酸したものは微細な介在物となる。

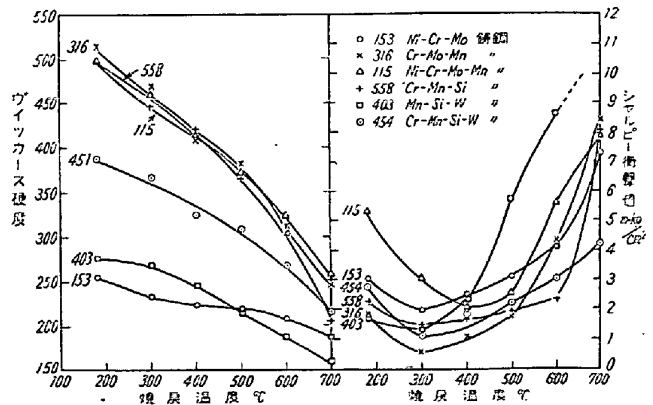
B. 特殊鑄鋼の焼戻性

著者は第 2 報及び第 8~第 11 報で特殊鑄鋼の強靱性に及ぼす焼戻処理の影響に就て研究し 300~400°C に第一焼戻脆性が現われることを明かにした。併しこれらは各鋼種別に添加成分の影響に就て試験し、焼戻脆性の本性に就ては殆ど觸れなかつたが、今回は夫等特殊鑄鋼の第一焼戻脆性の状態を比較検討した。試料は前報告で比較的優秀な強靱性を示したものと、及び最も強靱性の劣つたもの、二個宛を選び、180~700°C に各 1 時間焼戻油冷した場合の強靱性に就て試験した。

第 6 表は特殊元素を添加した鑄鋼の成分を示すもので (Ⅰ) は強靱特殊鑄鋼, (Ⅱ) は非強靱特殊鑄鋼である。之等試料の焼戻処理後の硬度及び衝撃値は第 6 圖及び第 7 圖に示す通りである。之等に依れば焼戻温度 400°C 附近迄は概して硬度の減少が少いが、それ以上焼戻温度が



第 6 圖 各種強靱特殊鑄鋼の焼戻性(特殊元素添加)



第 7 圖 各種非強靱特殊鑄鋼の焼戻性(特殊元素添加)

高くなれば硬度の減少が急激である。この傾向は (Ⅰ) が特に顯著である。又衝撃値に就て見るに (Ⅰ) は 300~400°C に著しい脆性が現われるが、(Ⅱ) は脆性が 500~600°C 迄も恢復しないものさえある。先づ強靱鑄鋼 (Ⅰ) に就て見るに第 6 圖 Ni-Cr-Mo 鑄鋼 No. 177 は最も優秀な性質を示すが脆性 (300°C) の谷は大である。又同じく Mn を添加した Cr-Mo-Mn 鑄鋼 No. 320 は硬度増加は著しいが、衝撃抗力の低下も著しく而かも最

第 5 表

Si添加法	類別	番 號	化 學 成 分 %							燒 入 度	介 在 物 B	
			C	Cr	Mo	Mn	Si	P	S			
フ エ ロ シ リ コ ン 添 加	第Ⅰ類 C 0.24~ 0.26%	71B	0.26	1.04	0.35	0.57	0.19	0.005	0.016	426	12.4, 9 μ	
		72B	0.24	1.08	〃	0.67	0.59	0.010	0.009	429	12.4, 8 μ	
		3	0.24	1.06	〃	0.68	1.08	0.003	0.013	439	8.8, 8 μ	
		74B	0.29	1.06	〃	1.07	1.58			448	16.0, 8 μ	
		75B	0.26	1.06	〃	0.08	2.09	0.011	0.012	422	14.2, 9 μ	
		76B	0.25	1.04	〃	0.60	2.31	0.007	0.014	398	14.2, 7 μ	
	第Ⅱ類 C 0.30~ 0.32%	72				0.35			0.63		454	11.5, 8 μ
		17	0.31	1.10	〃	0.63	1.32	0.004	0.023	509	10.6, 6 μ	
		18	0.31	1.00	〃	0.62	1.85	0.004	0.017	495	12.4, 7 μ	
		19	0.31	1.01	〃	0.65	2.57	0.004	0.014	477	14.2, 8 μ	
		11	0.38	1.13	0.35	0.71	0.32	0.004	0.020	547	7.5, 8 μ	
		15	0.37	1.18	〃	0.66	0.51	0.003	0.038	561	10.0, 9 μ	
	第Ⅲ類 C 0.35~ 0.38%	16	0.36	1.22	〃	0.71	1.13	0.004	0.011	573	14.8, 8 μ	
		81B	0.34	1.08	〃	1.11	1.70	0.006	0.024	570	16.0, 6 μ	
		77B	0.35	1.06	〃	0.66	1.87	0.004	0.010	578	13.3, 7 μ	
		20	0.35	1.44	〃	0.67	3.27	0.003	0.012	606	16.0, 9 μ	
		14	0.43	1.21	0.35	0.79	0.26	0.003	0.019	591	6.6, 9 μ	
		79B	0.40	1.12	〃	0.79	0.79	0.005	0.011	615	10.6, 9 μ	
	第Ⅳ類 C 0.40~ 0.43%	28	0.44	1.08	〃	0.63	1.09			634	12.4, 8 μ	
		21	0.41	1.04	〃	0.62	1.66	0.008	0.012	630	14.8, 5 μ	
		22	0.42	1.02	〃	0.61	1.86			631	12.4, 7 μ	
		23	0.43	1.03	〃	0.61	2.52	0.004	0.038	665	12.4, 7 μ	
		24	0.43	1.04	〃	0.65	2.91	0.004	0.024	678	10.6, 7 μ	
		珪 化 カ ル シ ウ ム 添 加	第Ⅰ類 C 0.19~ 0.25%	212	0.19	0.81	0.30	0.59	0.28	0.009	0.020	369
213	0.21			0.93	〃	0.63	0.50	0.008	0.029	392	7.7, 6 μ	
214	0.22			0.85	〃	0.56	0.75	0.008	0.017	390	10.6, 6 μ	
209	0.24			1.00	〃	0.70	1.29	0.006	0.023	403	14.2, 7 μ	
210	0.25			1.09	〃	0.75	1.95	0.012	0.023	419	10.6, 7 μ	
211	0.22		0.97	〃	0.73	2.31	0.007	0.012	362	15.1, 7 μ		
第Ⅱ類 C 0.27~ 0.33%	202		0.27	1.08	0.30	0.81	0.33	0.006		492	4.4, 3 μ	
	203		0.29	1.09	〃	0.79	0.56	0.008	0.018	521	15.1, 6 μ	
	204		0.30	1.03	〃	0.68	0.77	0.009	0.018	536	16.0, 7 μ	
	215		0.30	0.90	〃	0.57	1.02	0.010	0.023	445	6.2, 6 μ	
	206		0.30	1.07	〃	0.67	1.16	0.007	0.015	547	14.2, 6 μ	
	207		0.33	1.02	〃	0.68	1.92	0.011	0.014	579	14.2, 4 μ	

第 6 表

鋼 種	研究成分	番 號	化 學 成 分 %									
			C	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	W	P	S	
(Ⅰ) 強 韌 特 殊 鑄 鋼	Ni-Cr-Mo	Ni	177	0.17	2.04	0.88	0.25	0.63	0.57	—	0.014	0.019
	Cr-Mo-Mn	Mn	320	0.27	—	1.20	0.25	1.34	0.24	—	0.010	0.020
	Ni-Cr-Mo-Mn	Mn	152	0.24	2.08	1.39	0.40	0.97	0.35	—	0.009	0.013
	Cr-Mn-Si	Cr	565	0.24	—	0.57	—	1.05	0.81	—	0.006	0.020
	Mn-Si-W	W	401	0.22	—	—	—	0.94	0.61	1.53	0.005	0.017
	Cr-Mn-Si-W	W	452	0.20	—	0.91	—	1.00	0.57	0.77	0.017	0.007
(Ⅱ) 非 強 韌 特 殊 鑄 鋼	Ni-Cr-Mo	Ni	153	0.19	3.10	0.95	0.25	0.61	0.56	—	0.009	0.011
	Cr-Mo-Mn	Mn	316	0.33	—	1.27	0.25	2.03	0.26	—	0.010	0.016
	Ni-Cr-Mo-Mn	Mn	115	0.26	2.04	1.61	0.40	1.81	0.25	—	0.007	0.018
	Cr-Mn-Si	Cr	558	0.30	—	3.04	—	1.04	0.74	—	0.009	0.015
	Mn-Si-W	W	403	0.19	—	—	—	0.91	0.51	1.05	0.008	0.030
	Cr-Mn-Si-W	W	454	0.19	—	0.97	—	0.98	0.55	2.06	0.008	0.010

大の脆性を示す、Wの添加は No. 401, 452 の様に脆性の谷を減少する効果が大で、Cr を含む No. 452 は之を含まない No. 401 より著しい靱性の向上を示している。

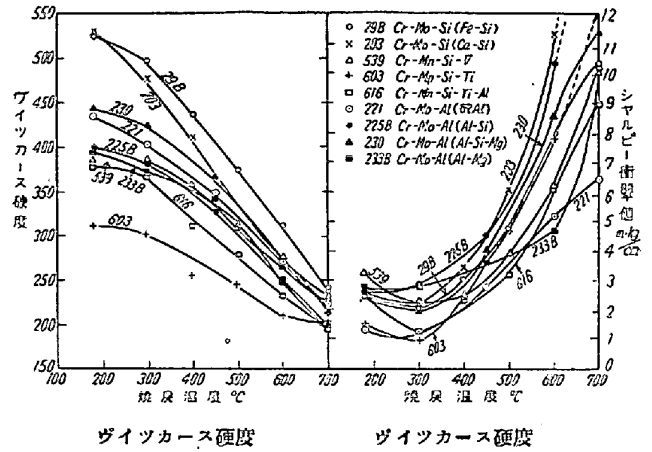
又非強靱特殊鋳鋼(Ⅱ)に就て見るに(第7圖)硬度の高い No. 316 (Cr-Mo-Mn), No. 115 (Ni-Cr-Mo-Mn) 及び No. 558 (Cr-Mn-Si) は焼戻抵抗が大にして、前二者は 500°C, 後者は 600°C 焼戻迄は靱性の恢復が甚だ少い。尙之等は脆性の谷は低いが全般的に衝撃抗力が低下する。この様に特殊鋳鋼は同一鋼種でも添加成分の多少に依て強靱性が著しく異なるので、成分の調整をなすと共に脆性の起る範囲での焼戻を極力避ける事が必要である。

又第7表は脱酸剤添加試料の成分を強靱特殊鋳鋼(Ⅰ)及び非強靱特殊鋳鋼(Ⅱ)に分類表示したものである。之等の試料を 180°~700°C に各1時間焼戻後の硬度及び衝撃値は第8圖及び第9圖に示す様に、概して特殊元素添加の場合程優秀でないが、脆性の起る温度は同様に 300°~400°C 附近である。併しその脆性の谷は第6圖及び第7圖に比較して小である。第8圖に就て見るに Ti で処理した No. 603, 616 及び純 Al で脱酸した No. 221 等は衝撃抗力が劣り、Al-Si で脱酸した No. 225B 及び Ca-Si 処理の No. 203 等は良好な性質を示している。又第9圖では Fe-Si 処理の No. 82B, Ca-Si 処理の No. 202, Ti-Al 処理の No. 612 等が比較的優れているが、他は殆ど大同小異の結果を示している。

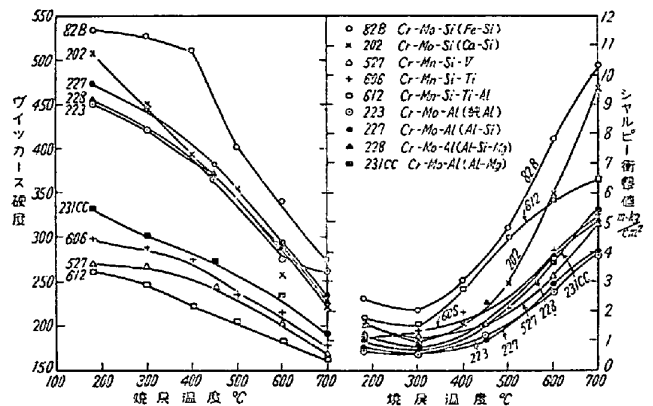
IV. 実験結果の考察

第 7 表

鋼種	研究成分	番 號	化 學 成 分 %										
			C	Cr	Mo	Mn	Si	V	Ti	Al	P	S	
(Ⅰ) 強靱特殊鋳鋼	Cr-Mo-Si(Fe-Si)	Si	29 B	0.28	1.05	0.35	0.68	1.01	—	—	—	0.006	0.013
	Cr-Mo-Si(Ca-Si)	Si	203	0.29	1.09	0.30	0.79	0.56	—	—	—	0.008	0.018
	Cr-Mn-Si-V	V	539	0.27	0.99	—	0.94	0.73	0.19	—	—	—	—
	Cr-Mn-Si-Ti	Ti	603	0.19	1.16	—	0.98	0.98	—	0.10	—	—	—
	Cr-Mn-Si-Ti-Al	Ti	616	0.25	1.01	—	0.91	0.94	—	0.10	0.10	—	—
	Cr-Mo-Al(純Al)	Al	221	0.29	1.30	0.25	0.64	—	—	—	0.10	—	—
	〃 (Al-Si)	〃	225B	0.24	1.0	0.25	0.6	—	—	—	0.10	—	—
	〃 (Al-Si-Mg)	〃	230	0.31	1.0	0.25	0.6	—	—	—	0.50	—	—
〃 (Al-Mg)	〃	233B	0.26	1.0	0.25	0.6	—	—	—	0.50	—	—	
(Ⅱ) 非強靱特殊鋳鋼	Cr-Mo-Si(Fe-Si)	Si	82 B	0.43	1.05	0.35	1.19	1.99	—	—	—	0.006	0.025
	Cr-Mo-Si(Ca-Si)	Si	202	0.27	1.08	0.30	0.81	0.33	—	—	—	0.006	—
	Cr-Mn-Si-V	V	527	0.20	1.14	—	0.93	0.81	0.10	—	—	—	—
	Cr-Mn-Si-Ti	Ti	603	0.19	1.12	—	1.01	0.98	—	0.25	—	—	—
	Cr-Mn-Si-Ti-Al	Ti	612	0.26	1.12	—	0.99	0.96	—	0.25	0.10	—	—
	Cr-Mo-Al(純Al)	Al	223	0.38	1.33	0.25	0.76	—	—	—	0.30	—	—
	〃 (Al-Si)	〃	227	0.36	1.0	0.25	0.6	—	—	—	0.50	—	—
	〃 (Al-Si-Mg)	〃	228	0.36	1.0	0.25	0.6	—	—	—	0.10	—	—
〃 (Al-Mg)	〃	231CC	0.23	1.0	0.25	0.6	—	—	—	0.10	—	—	



第8圖 各種強靱特殊鋳鋼の焼戻性(脱酸剤添加)



第9圖 各種非強靱特殊鋳鋼の焼戻性(脱酸剤添加)

1) 焼入硬化性に関する理論的考察

以上の実験から細粒鋼は焼入硬化能が少く、粗粒鋼は之が大となることが明かになった。鋼の焼入硬化能は化学成分及び焼入時に於けるオーステナイト粒子の大きさ

に支配され、細粒鋼は粗粒鋼より表面硬度少く衝撃抗力は反對に高いが、この結晶粒の大小は鋼塊の凝固時に已に原因を形成せられるので、細粒鋼を得るには熔鋼の脱酸を徹底させる必要がある。例えば鋼の Al 添加に依る結晶粒微細化は、固溶した Al の作用ではなく分散した微細な Al 又は他の Al 化合物に依るもので、Ti, V, W, Mo, Cr 等を含む鋼は特殊の微細な炭化物を作るので、細粒鋼になり易く靱性を増加する。又細粒鋼は焼の深さが浅いが粗粒鋼は焼が入り易く、従て焼割、焼歪等を生じ易い。即ち焼入硬度の滲透率は結晶粒の表面積と直線的關係にあり、微粒のもの程滲透率は小で、結晶粒が大なる程臨界冷却速度は小となり焼が入り易くなる。従て焼入硬化能は焼入時に於ける結晶粒度の函數として示され、之が微細ならば廣い粒界面を呈するので、核発生を促進し焼入硬化能を減退させる。この様に結晶粒度は核発生の能力に支配せられるので、介在物も焼入硬化能に影響を及ぼすものと考えられる。即ち分散した微粒子の介在物は核発生の促進又は結晶粒成長抑制作用があり焼入硬化能を減ずる。又オーステナイトの均質性も焼入硬化能に影響を及ぼし、不均一組織のオーステナイトは變態速度を大にしても焼入に際して細粒パーライトに變態し、純粹のマルテンサイトを得難いから硬化度が減少する。尙焼入硬化能は添加元素のオーステナイト中への固溶状態にも支配せられる。例えば Ni は著しく溶解度が高いが焼入硬化能は緩慢である。併し Cr, Mn の様に溶解度限を有するものでは著しく焼入硬化能を増加する。即ち焼入硬化能は添加元素のオーステナイト中に於ける溶解度に逆比例する。従て焼入硬化能の差異は潜在している固溶元素が焼入時の變態速度の相違に基因して現われる特性である。故に焼入硬化能を増進する因子としては結局核発生を遅滞せしめる様な因子で(1)オーステナイト中に元素が固溶する場合、(2)粗粒オーステナイト、(3)オーステナイトの均質性等が影響を及ぼし、之等の條件と相反する場合には焼入硬化能が減退するものと考えられる。

2) 焼戻性に關する理論的考察

マルテンサイト化した焼入鋼を焼戻す場合には180°C程度の低温焼戻に依て硬度は幾分増加するが、それ以上焼戻温度を高むれば硬度は低下する。即ち時効温度が最大硬度を示す温度以上に昇れば軟化が開始される。斯る軟化作用は析出炭化物の状態に支配せられ、結晶粒界及び粒内に分散した微粒子の成長並びに粒子数の減少に附随して現われる擴散の特性に基くものである。従て炭化物を形成しない元素を鋼に添加すればCの擴散及び炭化

物の凝集作用が起らないために、軟化が比較的急速に行われるが、炭化物を形成する場合には之と反對に軟化が遅滞又は停止されるのである。

又特殊鑄鋼の衝撃抗力は焼戻温度 200°C 附近に極大と 300°C~400°C 附近に著しい極小とを生ずる。この衝撃抗力の變化に應じて他の機械的性質例えば抗張力、降伏點、伸、絞等にも或變化が現われるべきであるが、事實は現われない場合が多い。即ち焼戻に依る鋼の特性變化は衝撃抗力にのみ最もよく現われ、而かも特殊鋼特に Ni-Cr 系に多く、炭素鋼には現われない特性である。

Greaves¹⁾ は熱處理法と焼戻脆性との關係並び脆性發生の温度範圍(550°C以上)を明かにしたが、永澤²⁾氏は脆性は 550°C 以下にも現われ之を第一焼戻脆性とし、之以上で現われる脆性を第二焼戻脆性とした。前者は焼戻後の冷却速度には無關係であるが、後者は冷却速度に支配せられ爐冷の場合に之が現われる。

上述の様に 200°C 附近に於ける衝撃抗力の極大と 300°C~400°C に於ける極小とは低温焼戻をする強靱鋼には特に重要な意義を有するものである。組織的に之を見れば180°C焼戻ではマルテンサイトの針狀組織が認められるが 300°C~400°C 焼戻ではその組織が甚だ不明瞭となり針狀組織は認められなくなる。即ち 180°C 前後に於ける衝撃抗力の上昇は α マルテンサイトが β マルテンサイトに變化する安定化と加熱に依る内部歪の除去に依るもので、300°C~400°C の脆性は β マルテンサイト及び残留オーステナイトの分解並びに結晶粒界の炭化物の析出に歸因するもので、500°C以上の第二焼戻脆性は α 鐵に對する炭化物の溶解並びに徐冷に依る炭化物の再析出にその原因が歸せられる。

V. 結 言

以上の結果を要約すれば大要次の通りである。

(1) Ni-Cr-Mo, Cr-Mo-Mn, Ni-Cr-Mo-Mn 等に就て結晶粒度と焼入硬化能との關係を見るに、細粒鋼程焼入硬化能は少い。又 Cr-Mn-Si 鑄鋼に V 及び Ti を添加したものでは、結晶粒微細化影響の大きな Ti の添加は、V より焼入硬化能が小である、尙 Cr-Mo 鑄鋼を Al 及び Al 合金で脱酸したものは焼入効果が不充分であるが、何れも粗粒鋼は硬化性が大である。

(2) 特殊鑄鋼に不可逆の大きな Ni, Mn, Cr 等の添加は焼入硬化能を大ならしめる。

(3) 各種の特殊鑄鋼に就て介在物と焼入性との關係を調査したが、焼入硬化能に影響を及ぼす Ni, Cr, Mn 等の添加は介在物の數を少くしその大きさを大とする。又

Fe-Si, Ca-Si で脱酸したものは介在物の数は多いが微細となる。尙 Al 及び Al 合金で脱酸したものは介在物の数が少くなる。

(4) 各種特殊鑄鋼に就て焼戻の状態を調査した處 Ni-Cr-Mo 鑄鋼は硬度は低いが靱性が極めて大である。併し本鑄鋼は脆性の谷即ち焼戻脆性が相當大である。又 Mn を添加した Ni-Cr-Mo-Mn 及び Cr-Mo-Mn 鑄鋼は硬度を増加する反面靱性を低下し而かも脆性の谷が極めて大となる。尙 Cr の添加は焼戻抵抗が大にして高温迄靱性の恢復が甚だしい。然るに Mo, W 等の添加は

脆性を減少する効果が大である。又特殊鑄鋼を V, Ti, Al, Al 合金, Fe-Si 及び Ca-Si 等で脱酸したものは脆性は比較的小であるが、低温焼戻に於ける靱性の向上は期待し難い。これらの中 Ca-Si, Fe-Si, Al-Si 等で脱酸したものは比較的強靱性が大である。

文 献

- 1) R. H. Greaves: Jour. Iron Steel Inst., 100 (1919), II, 327.
- 2) 永澤清:鐵と鋼, 19 (1933), 174; 日本ニツケル時報, 2 (1934), 165.

鋼に現われる特殊熱脆性に就いて

(昭和 24 年 4 月本會講演大會にて講演)

山中直道*・佐藤恭次郎*

ON A NEW HEAT-BRITTLENESS IN STEEL

Naomichi Yamanaka and Kyojiro Sato

Synopsis:— It is well known that various kinds of heat-brittleness (carbide brittleness, blue shortness, secondary brittleness, transformation brittleness, red shortness and Heissbruch) are present in steel. the authors found another new heat-brittleness which occurs in the wide temperature range from 550°C to 1200°C. When steel bath was deoxidized by inadequate amount of Al and more than critical amount of Al_2O_3 was retained in steel, austenite grain size at 925°C became very small consequently. In this case a new heat-brittleness was liable to occur.

I. 緒 言

鋼に現われる熱脆性には Shapiro¹⁾ に依れば (1) Carbide 脆性 (2) 青熱脆性 (3) 二次脆性 (4) 赤熱脆性とがあり、Harvard 大學に於ける一連の高温振り試験に依り詳細に研究されている²⁾³⁾。これ等の外に赤熱脆性 (Rotbruch) の延長と見るべき白熱状態に於て脆性を示す白熱脆性⁴⁾⁵⁾ (Heissbruch) がある。(1)は Carbide の磁氣變態に對應して現われるものである。(2)の青熱脆性は鋼に依り異なるが 100°~400°C の範圍に亘つて起るもので、その原因に就ては多くの研究があるにも拘わらず一致していない。N₂ が大きい影響を及ぼすことは明かであるが⁶⁾⁷⁾、N₂ のみでは説明が出来ない。(3)の二次脆性は Freeman and Quick⁶⁾ が始めて強調したもので 550°~600°C 附近にあらわれる。鐵の再結晶に關係すると云う考えがあるも尙不明な點が多い。變態脆性は $\alpha \rightarrow \gamma$ 變態に依り又赤熱脆性は Mn, S, O の量

的關係に依り發生し⁹⁾、共存する特殊元素に依り發生温度は異なる。

據て二次脆性の終つた後變態脆性が起る迄は温度と共に粘性が急激に増加するのが普通であるが、二次脆性を終つた後も引續き粘性が低下するか或は粘性増加の少い場合がある。この様な現象に對し萩原博士¹⁰⁾は特殊熱脆性なる名稱を與えられ、その原因は不明なるも製鋼法の差異に依るものであらうと述べている。

著者も高温加工に關する研究を實施中、この特殊熱脆性と似た現象を見出した。但し著者の場合は 550°~1000°C 乃至 1200°C 迄の廣い範圍に亘つて脆性を示しており、萩原博士の場合は 700°C 迄しか試験が行われていないから果して著者の見出した脆性と同一のものであるか否か不明であるが製鋼法に起因すると考える點では同一である、この脆性原因を探究するために次の如き

* 特殊製鋼株式會社